

拡散反応に基づく各種工具の摩耗機構

山 根 八洲男

目 次

| | | |
|-------|----------------------------|----|
| 第 1 章 | 緒 論 | 1 |
| 1.1 | 本研究の目的および意義 | 1 |
| 1.2 | 切削時の工具刃先における物理的、化学的環境 | 1 |
| 1.3 | 超硬工具の摩耗機構に関する従来の研究 | 2 |
| 1.4 | 本研究の概要 | 5 |
| 第 2 章 | 工具摩耗と切削温度との関係 | 7 |
| 2.1 | 工具摩耗 | 7 |
| 2.1.1 | 実験装置および実験方法 | 7 |
| 2.1.2 | 各種工具の摩耗 | 7 |
| 2.2 | 切削温度 | 38 |
| 2.2.1 | 熱起電力測定装置 | 38 |
| 2.2.2 | 各種工具の熱起電力特性 | 39 |
| 2.2.3 | 切削中の熱起電力測定法 | 41 |
| 2.2.4 | 通常の切削条件における各種工具の切削温度 | 44 |
| 2.2.5 | 1000m/min を越える高速連続切削時の切削温度 | 51 |
| 2.3 | 工具摩耗と切削温度との関係 | 54 |
| 2.4 | 結 論 | 60 |
| 第 3 章 | 各種工具と鉄、鋼との反応 | 63 |
| 3.1 | 拡散実験装置および実験方法 | 63 |
| 3.2 | 超硬工具 | 65 |
| 3.2.1 | 超硬工具と鋼との間に生じる反応 | 65 |
| 3.2.2 | 工具成分の影響 | 68 |

| | | |
|-------|------------------------|-----|
| 3.2.3 | 鋼の炭素量の影響 | 70 |
| 3.2.4 | コーティング層の影響 | 72 |
| 3.2.5 | 圧力の影響 | 73 |
| 3.3 | サーメット工具 | 75 |
| 3.3.1 | サーメット工具と鋼との間に生じる反応 | 75 |
| 3.3.2 | 工具成分の影響 | 78 |
| 3.3.3 | 圧力の影響 | 79 |
| 3.4 | セラミック工具 | 81 |
| 3.5 | CBN工具 | 83 |
| 3.6 | 結 論 | 85 |
| 第 4 章 | 鋼中の非金属介在物と工具との反応 | 87 |
| 4.1 | 実験方法 | 87 |
| 4.2 | 酸化物との反応 | 88 |
| 4.3 | 硫化物との反応 | 100 |
| 4.4 | 酸化物・硫化物混合系との反応 | 105 |
| 4.5 | 非金属系介在物の拡散防止作用と工具面付着機構 | 106 |
| 4.6 | 結 論 | 109 |
| 第 5 章 | 拡散反応に基づく各工具の摩耗機構 | 111 |
| 第 6 章 | 結 論 | 116 |

第 1 章 緒 論

1-1 本研究の目的および意義

本研究は、中・高速切削域における超硬、サーメット、セラミックおよびCBN工具の拡散摩耗と、鋼中の非金属介在物が拡散摩耗におよぼす影響を調べ、切削加工の能率向上に必要な基礎資料を得ることを目的としている。

近年、工作機械は高馬力化、高剛性化あるいはNC化と言った高速、高能率化が普及していることがこれに伴ない工具の使用条件は非常に過酷なものとなってきている。さらには被削材である部品素材も高級化の傾向にあり、工具刃先には増々高応力、高温度の条件が強いられる結果となっている。このため工具摩耗もいわゆる熱的摩耗が主体となり、中でも被削材との相互拡散が重要な工具摩耗要因となってきている。たとえば超硬およびサーメット工具はいずれも炭化物を鉄系金属で結合、焼結した工具であるため、鉄系被削材に対し拡散反応を生じるであろうことは容易に想像できる。一方、 Al_2O_3 を主成分とするセラミック工具も鉄系金属に対しては非常に安定であるが、酸化物に対しては低融点化合物を作るなど、必ずしも安定とは言えない。ところで、被削材中には脱酸生成成分または添加物として酸化物や硫化物などの非金属介在物が存在するが、これらの介在物が超硬あるいはサーメット工具の摩耗に大きな影響をおよぼすことはすでによく知られている。またこれらはセラミック工具に対しても無視出来ない影響を持っているが、評価はまちまちである。これは、これらの介在物が各種工具の摩耗に対して作用するメカニズムが正しく把握されていないことに起因している。

本研究では、まず切削温度と工具摩耗の関係を明らかにし、工具と被削材間の拡散反応に影響をおよぼす諸因子について調べ、さらにこの反応におよぼす非金属介在物の影響について検討した。

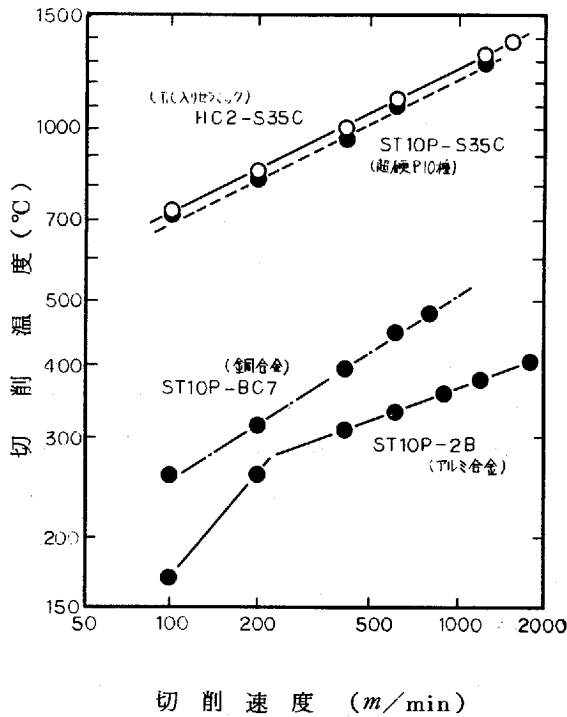
本研究で明らかになった、各種工具と被削材との拡散反応およびこれに影響をおよぼす非金属介在物の役割は、工具材料の開発改善や材料の被削性を向上するための非金属介在物のあり方を考える上で、基礎資料として十分役立つものであると考えられる。

1-2 切削時の工具刃先における物理的・化学的環境

切削中の工具と被削材または切りくずとの接触面は一般に見られる摩擦現象とは大きく異なり、非常に過酷な条件下にある。すなわち、物理的な面から見れば高温・高圧でしかも接触面上を高速で被削材や切りくずが擦過していることが挙げられ、化学的な面から見れば工具摩耗面に接する被削材あるいは切りくずの面は新生面であるため非常に活性が高いことが挙げられる。

切削工具に作用する温度と圧力については、これまでも多くの報告がなされているが、温度に関する一例として、本研究の結果を図1-1に示す。超硬工具による炭素鋼の切削を例にとると、通常の切削条件において切削温度は平均温度で800~900℃に達している。また、局所的な最高温度は平均温度の1.3~1.4倍程度に達するといわれている¹⁰¹⁾。

次に圧力についても実測あるいは計算により求めた結果が報告されているが、現実の切削条件に近いと思われる例を図1-2¹⁰²⁾に示す。同図によればすくい面上での垂直応力は中央部で10~数10 kg/mm²、刃先部で数



切込み 0.5 mm 送り 0.1 mm/rev

図1-1 高速切削時における切削温度

100 kg/mmにも達している。

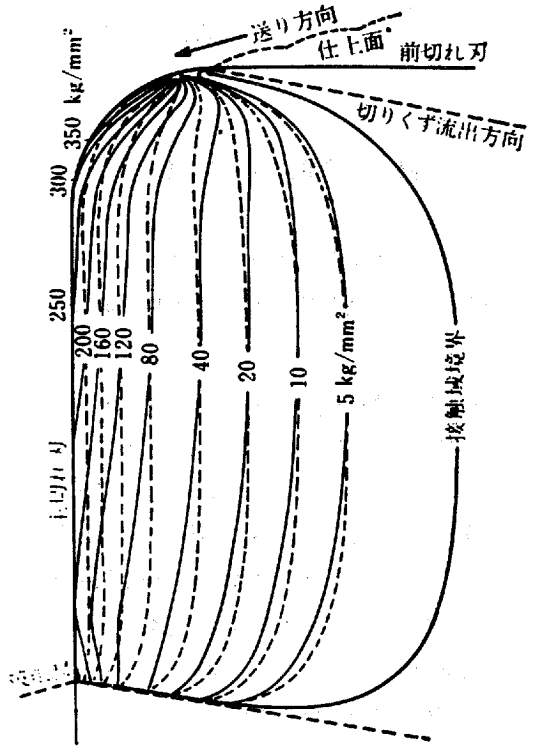


図1-2 三次元切削におけるすくい面垂直応力の実測値¹⁰³⁾

1-3 超硬工具の摩耗機構に関する従来の研究

高速切削域における超硬工具のすくい面摩耗は工具と被削材との溶着に起因するという考え方はかなり古く Dawihl¹⁰³⁾が1941年に発表している。その後Trent¹⁰⁴⁾は超硬合金と鋼との間で摩耗試験と拡散実験を行ない、工具成分と鋼が高温下(1300~1350°C)において互いに反応、溶解することを示し、すくい面摩耗では両者間の反応が重要であることを指摘した。以来、超硬工具の摩耗機構を解明する手段として工具と鋼あるいは鋳鉄との間で拡散実験が数多く行なわれ^{105~113)}、これに基づいた摩耗機構が提案されてきた。

一方、近年の各種分析機器の発達と相まって、静的な拡散実験における条件は実際の切削時における刃先の条件とは種々の点で異なるという考えから、実際の工具摩耗面を詳細に観察し、これに基づいた摩耗機構の提案がいくつかなされた。これらはいずれも工具と被削材間の拡散反応に基づいた機構を骨子としているが、静的な拡散実験において見られる現象とはかなり異なった拡散反応を想定している。

また、切削温度が工具摩耗に強く影響をおよぼすことから、Trigger¹¹⁴⁾、Cook^{115、116)}、竹山¹¹⁷⁾らは工具摩耗と切削温度との関係を求め、すくい面および逃げ面での摩耗は熱活性化過程(速度過程)として取扱いが可能であることを示した。さらに北川ら¹¹⁸⁾はすくい面における摩耗を凝着摩耗として取扱い、垂直応力と摩耗距離を考慮に入れた、切削温度と摩耗量の関係式を導いている。

以上のように、高速切削域における超硬工具の摩耗機構は、基本的には工具と被削材間の溶着・拡散に基づく機構であるという点では従来の研究結果は一致しているものの、詳細についてはかなり異なった機構が考えられている。以下にこれまでに発達された工具と被削材間の反応およびそれに基づいた摩耗機構と、工具摩耗面の観察から推定された摩耗機構についてその概略を記す。

(1) 工具と被削材間の反応およびそれに基づく摩耗機構

これまでに発表された工具と鋼との拡散実験の結果をまとめるとほぼ次のようになる。

超硬工具と鋼との反応では、鋼からFeが拡散侵入し超硬中のWCを固溶、 η 相 (Fe-W 複炭化物) を作る。ただし鋼中の炭素含有量が高くなると η 相は見られなくなる。また工具炭化物がTiOを含んだ複炭化物である場合も η 相の生成は抑えられる。一方超硬工具からはCo、Cが鋼中へ拡散する。

鋳鉄との反応では、Fe、Cの超硬内への拡散侵入と、Coの鋼への拡散流出が著しく、結合相の脆弱化のため、拡散実験においても炭化物粒子の超硬工具表面からの分離、離脱が見られる。

以上が拡散実験において見られる反応であるが、これに基づいた摩耗機構の例として、Gregory¹⁰⁾によって提案された摩耗機構を図1-3に示す。

同図は、Coの拡散流出とFeの拡散流入による η 相の形成により結合相が弱化し、炭化物粒子が切りくずに持ち去られるという摩耗機構を示している。

(2) 工具摩耗面の観察から推定された摩耗機構

工具摩耗面あるいは切りくず中の摩耗粉の詳細な観察は比較的近年になって行なわれたものであるが、それらの要点をまとめると以下のようになる。

Trent¹¹⁾は1968年、すでに工具摩耗面の光学顕微鏡およびSEMによる観察から、工具摩耗面におけるWC粒子の表面が非常に滑らかであることを指摘し、工具表面から持ち去られる粒子の径は $0.01\mu\text{m}$ 以下であると推定している。

またCooK¹¹⁾はW¹⁸⁵とCo⁶⁰を用いたP系およびK系の超硬工具で切削したときの摩耗粉をラジオオートグラフを用いて調べた結果、WC-(W·Ti·Ta)C-Co系工具では複炭化物粒子の摩耗粉は約 $1\mu\text{m}$ 程度

であるのに対し、WCおよびCoは1~50原子直径となる。一方、WC-Co系工具ではWC粒子は切りくず中には認められず、おそらく50原子直径以下であろうと推定している。以上の結果から彼はすくい面摩耗のメカニズムとして、WC粒子の分解による摩耗機構を提案している。なおCoの拡散流出については、

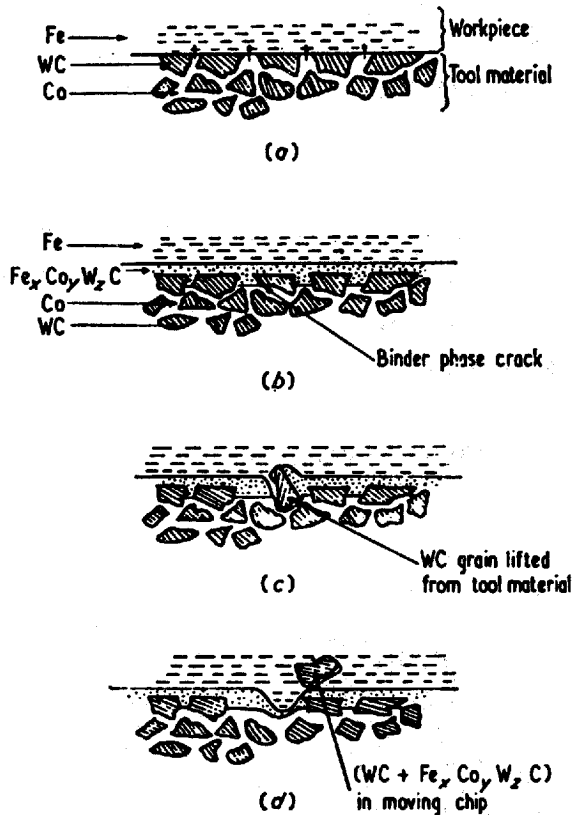


図1-3 拡散実験結果から推定された超硬工具の摩耗機構 (Gregory)

摩耗機構には直接影響をおよぼさないと述べている。

一方、上原ら¹²⁰⁾は、超硬工具の摩耗粉の形態および粒径の測定からK 10種の工具の摩耗粉は $0.1\mu m$ 以下のものが多く、かつ速度の上昇とともにますます微細になるのに対し、P 10種の工具では摩耗粉は $0.1\mu m$ 以上となるが、すくい面摩耗が大きくなるような条件下においては $0.1\mu m$ 以下の摩耗粉が増加することを示した。以上の結果からすくい面摩耗機構として、工具と切りくずあるいは工具と被削材の直接接触による $0.1\mu m$ 以下の微粒を単位として取り去られる摩耗を推定した。

さらに、NaerheimとTrent¹²¹⁾は摩耗面の詳細な観察から、WC-Co系工具ではWおよびCoの切りくずへの流出は認められるものの、WC粒子の表面が非常に滑らかであることや、摩耗部においては η 相の生成は認められないことなどから、図1-4に示す摩耗機構を推定した。すなわち、CoとFeは相互に拡散するがこれは摩耗の直接の原因とはならず、摩耗速度を支配するのはWとCの拡散であり、両者の拡散速度は等しいため η 相は生成しないとしている。また、WC-(W・Ti・Ta)C-Co系工具についても複炭化物粒子の表面が滑らかであることから、図1-5に示すようなWC-Co系工具の場合とほぼ同じ摩耗機構を推定した。なお、WC-Co系工具に比べ複炭化物系工具の摩耗速度が低い理由としては、複炭化物のFeに対する溶解度がWCに比べ低いためであるとしている。

また赤澤ら¹²²⁾は、WC-Co系工具で鋼を切削した場合の摩耗面における工具成分の深さ方向の濃度変化を調べ、Coについては表面近く($0.8\mu m$ 程度)で濃度の減少が見られるがW、Cについてはいずれも濃度の変化は見られず、 η 相も生じていないことを指摘した。

以上述べたように、摩耗面の観察から推定した摩耗機構は、拡散実験から推定した摩耗機構とは幾分異なった現象を相定している。しかしながら、いかなる理由で摩耗面における拡散現象が静的拡散実験における現象と異なるかについては明らかにされていない。

また、以上述べた機構はいずれも鋼中の非金属介在物(Al_2O_3 、 SiO_2 、 CaO 、 MnS 、……)による影響については考慮されていないが、実際の工具摩耗はこれらにより非常に大きく左右される。この原因については、これらの介在物はある場合にはアブレッシブ粒子として作用し、ある場合は耐拡散性を有する工具

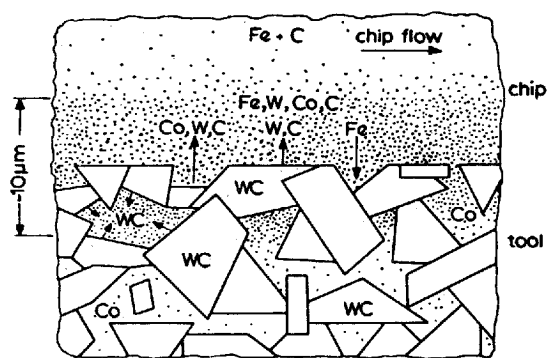


図1-4 工具摩耗面の観察から推定された WC-Co系超硬工具の摩耗機構 (Naerheim and Trent)

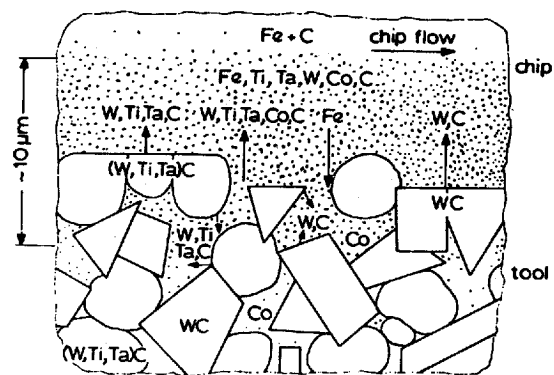


図1-5 工具摩耗面の観察から推定された複炭化物系超硬工具の摩耗機構 (Naerheim and Trent)

保護膜として作用するためであるとされているが、これらのメカニズムについてはほとんど明らかにされていないのが現状である。

1-4 本研究の概要

本研究はこれまで述べたように、超鋼、コーティング、サーメット、セラミックおよびCBN 工具について被削材との間に生じる拡散反応を明らかにし、さらにこの反応におよぼす非金属介在物の影響を調べることを目的としている。

第1章は緒論であり、本研究における目的を述べ、工具刃先における環境および、これまでに発表されている工具と被削材との反応に基づいた摩耗機構についてその概略を示した。

第2章においては、上記の各工具による切削実験を行ない、摩耗特性および切削温度を調べ、熱的摩耗の発生開始温度や熱的摩耗領域における摩耗の活性化エネルギーを求めた^{124~127)}。また、これまであまり知られていない切削速度 1000 m/min を越える高速切削時の切削温度についても測定を行ない、これを明らかにした¹²⁸⁾。

第3章では、これら各工具と鋼・鋳鉄との間で拡散実験を行ない、両者間に生じる反応について明らかにした。また特に超硬およびサーメット工具については、工具と被削材間における圧縮力が拡散反応におよぼす影響について検討を行なった。¹²⁹⁾

第4章では、各種工具および鋼と鋼材中に含まれる酸化物あるいは硫化物との間で拡散実験を行ない、これらの介在物が工具と鋼との反応におよぼす影響について明らかにし、またこれらの酸化物あるいは硫化物の工具表面に対する付着機構についても検討し、材料の被削性向上の面から見た非金属介在物のあり方について論じた¹³⁰⁾。

第5章は、2.3.4章から得られた結果をもとに、各工具の摩耗機構を推定した。

第6章は結論であり、本研究結果の総括を行なった。

参 考 文 献

- 101) 平尾政利, 佐田登志夫: 精密機械, 40, 2 (1974) 156.
- 102) 臼井英治, 白樫高洋, 北川武揚: 精密機械, 43, 10 (1977) 1211.
- 103) W. Dawihl : Stahl und Eisen , 61 (1941) 210.
- 104) E. M. Trent : Proc. I. Mech. E. , 166 (1952) 64.
- 105) G. Viergge : Stahl und Eisen, 77 (1957) 1233.
- 106) H. Opitz .M. Gappisch : Machine Tool Design and Research , 2 (1962) 43.
- 107) B. Gregory : British Journal of Applied Physics , 16 (1965) 689.
- 108) 中村裕道: 精密機械, 32, 1 (1966) 80.
- 109) 窪田治夫, 原 昭夫: 住友電気, oct. (1963) 107.
- 110) 窪津 保, 油原和彦: 日本金属学会誌, 29, 6 (1965) 582.
- 111) 鈴木 寿, 山本考春, 川勝一郎: 日本金属学会誌, 31, 11 (1967) 1248.

- 112) 鈴木 寿, 山本考春, 川勝一郎: 日本金属学会誌, 32, 8 (1968) 721.
- 113) 大野幸彦, 竹山秀彦, 清野浦子: 機械技術研究所報, 25, 3 (1971) 9.
- 114) K. J. Trigger, B. T. Chao: Transaction of the ASME, 78, 5 (1956) 1119.
- 115) N. H. Cook, P. N. Nayak: Transaction of ASME, Feb. (1966) 98.
- 116) N. H. Cook: Transaction of ASME, Nov. (1973) 931.
- 117) 竹山秀彦, 村田良司: 精密機械, 27, 1 (1961) 33.
- 118) 北川武揚, 白樫高洋, 臼井英治: 精密機械, 42, 12 (1976) 1178.
- 119) E. M. Trent: Journal of Iron and Steel Institute, Dec. (1963) 1001.
- 120) 上原邦雄, 竹下英夫, 仁科健治, 桜井 充: 精密機械, 42, 6 (1976) 445.
- 121) Y. Naerheim, E. M. Trent: Metals Technology, Dec. (1977) 548.
- 122) 赤澤正久, 赤瀬繁之, 橋口栄弘, 鈴木堅市: 昭和 52 年度精機学会秋季大会學術講演会前刷, (1977) 73.
- 123) W. Koning: Industrie - Anzeiger, Eisen, 87Jg. Nr. 26 - 30. Marz, Nr. 43 - 28. Mai, Nr. 51 - 25. Juni (1965) 61, 131, 165.
- 124) N. Narutaki, Y. Yamane: JSPE, 10, 4 (1976) 133.
- 125) 鳴瀧則彦, 山根八洲男: 精密機械, 46, 4 (1980) 442.
- 126) 鳴瀧則彦, 山根八洲男: 精密機械, 45, 2 (1979) 201.
- 127) N. Narutaki, Y. Yamane: Annals of CIRP 28, 1 (1979) 23.
- 128) 鳴瀧則彦 山根八洲男, 望月康行: 昭和 54 年度精機学会広島地方講演会前刷, (1979) 11.
- 129) N. Narutaki, Y. Yamane: JSPE, 10, 3 (1976) 95.
- 130) 鳴瀧則彦, 山根八洲男: 昭和 55 年度精機学会春季大会學術講演会論文集, (1980) 448.

第 2 章 工具摩耗と切削温度との関係

本章では、超硬、コーティング、サーメット、セラミックおよびCBN工具について切削実験を行ない、それぞれの工具の摩耗特性と熱的摩耗の可能性を検討した。まず2.1節では切削実験によって各工具の高速切削時における摩耗特性を明らかにした。次に2.2節には高速切削域における切削温度を各工具について求めた。なお、特にこれまであまり知られていない $1,000\text{ m/min}$ を越える高速連続切削時における切削温度も測定した。さらに、2.3節では工具摩耗と切削温度との関係から工具の熱的摩耗について検討した。

2.1 切削実験

本節では現在広く使用されている超硬、コーティング、サーメット、およびセラミック工具について、切削性能および摩耗特性を把握するため、切削実験を行なった。さらに、高硬度材料の切削加工用具として最近実用化の段階に入ったCBN工具についても実験を行なった。

2.1.1 実験装置および方法

実験は全て旋盤による丸棒の乾式長手削りにより行なった。実験に使用した旋盤の主要諸元を表2-1に示す。

表 2-1 実験に使用した旋盤

| 名 称 | 大隈鉄工所製LP型 | 大隈鉄工所製TAL560型 |
|-----------|-------------|---------------|
| ベッド上の振り | 360 mm | 560 mm |
| センタ間距離 | 550 mm | 1,500 mm |
| 主軸回転数(無段) | 25~2,400rpm | 18~2,000rpm |
| 主 軸 動 力 | 3.7 kw | 11 kw |

工具はいずれもSNP432型スローアウェイ工具を用い、住友電工製N11R-33.44型ホルダにとりつけて使用した。工具の取付形状は(-5, -5, 5, 5, 15, 15, 0.8)である。

工具摩耗の測定は逃げ面摩耗(フランク摩耗)は工具顕微鏡により、すくい面摩耗(クレータ摩耗)は光切断を利用したクレータ深さ測定装置により行なった。

2.1.2 各種工具の摩耗

(1) 超硬工具

超硬工具はWCを主体とした炭化物をCoを結合材として焼結した工具であり、TiCやTaCなどの異種炭化物の添加量やCoの含有量により切削性能は大きく異なる。この工具については多くの詳しい研究がなされているが²⁰⁾、本項では特に工具組成の変化による摩耗特性の変化を調べた。

表2-2に実験条件を、また表2-3、2-4に使用した工具および被削材の組成と硬度を示す。工具はCo含有量の異なるWC-Co系3種とTiC、Ta(Nb)Cを含む複炭化物系工具2種の計5種を使用した。

表 2-2 旋削実験条件

| | |
|---------|---------------------|
| 被 削 材 | S15C、S55C、FC35 |
| 切 削 速 度 | 150~210m/min |
| 切 込 み | 1.0mm |
| 送 り | 0.2mm/rev |
| 工 具 形 状 | -5、-5、5、5、15、15、0.8 |

表 2-3 使用工具の組成および硬度

| 工 具 | 組 成 (%) | | | | WC粒度 (μ m) | 硬 度 Hv (100 ϕ) |
|-------|-----------|-----|---------|------|--------------------|-------------------------|
| | C o | TiC | (TaNb)C | W C | | |
| K16G | 4 | — | — | 96 | 2 ~ 3 | 2520 |
| GR20 | 8 | — | — | 92 | " | 2180 |
| G 5 | 12 | — | — | 88 | " | 1790 |
| S 2 | 7.5 | 12 | — | 85.5 | " | 2000 |
| ST13M | 7.5 | 12 | 12 | 68.5 | " | 2090 |

表 2-4 被削材化学成分

| 被 削 材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | 硬 度 HB |
|-------|---------------|------|------|-------|-------|-----------|
| | C | Si | Mn | P | S | |
| S15C | 0.14 | 0.19 | 0.58 | 0.011 | 0.021 | 123 |
| S55C | 0.54 | 0.28 | 0.71 | 0.016 | 0.015 | 212 |
| FC35 | 3.34 | 1.82 | 0.66 | 0.014 | 0.021 | 197 |

図 2-1 に S15C を 210 m/min で切削した場合の各工具の摩耗進行状況を示す。まず、横逃げ面摩耗については、WC-Co 系工具は 複炭化物系工具に比べて工具摩耗が大きくなっている。また、クレータ摩耗についても、逃げ面摩耗とはほぼ同様の傾向となっているが、逃げ面では WC-Co 系工具間で 工具摩耗にあまり差がなかったのに対し、すくい面では WC-Co 系工具間でも Co 含有量の多い工具ほど摩耗も 大きくなっている。また図 2-2 に S55C を 150 m/min で切削した場合の工具摩耗進行状況を示すが、S15C の場合と比べると、WC-Co 系と複炭化物系で摩耗速度の差が著しく大きくなっている。なお S55C を切削した場合は横逃げ面摩耗についても WC-Co 系での Co 含有量による差が現われるようである。

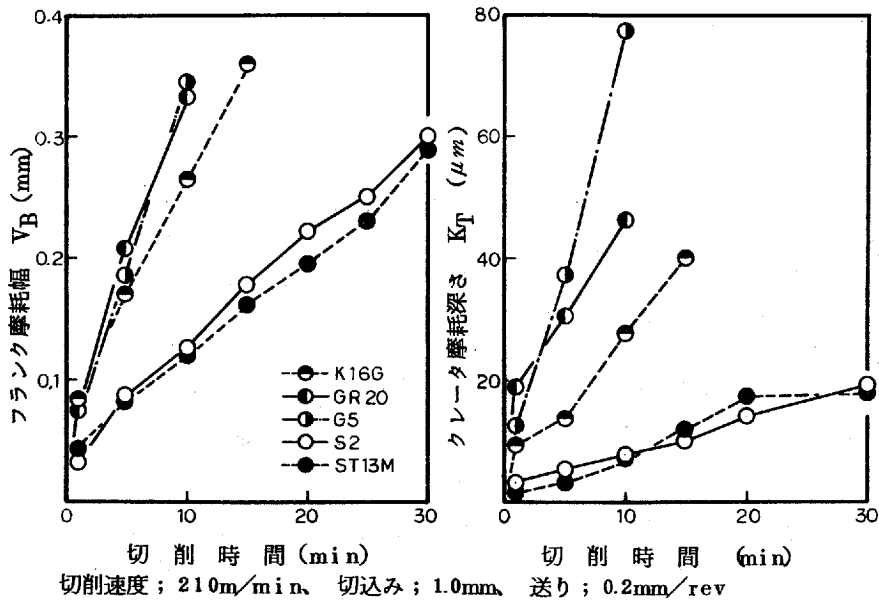


図2-1 組成の異なる超硬工具でS15Cを切削した場合の工具摩耗進行線図

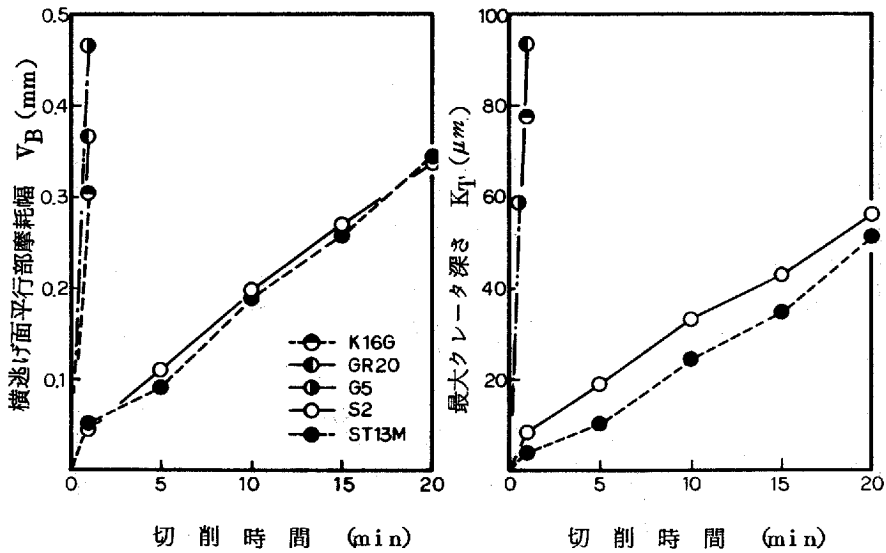
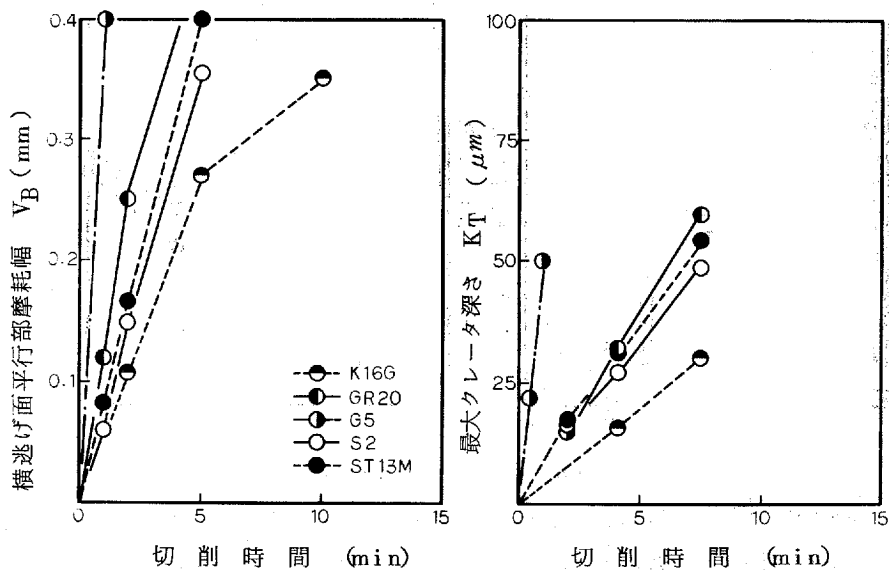


図2-2 組成の異なる超硬工具でS55Cを切削した場合の工具摩耗進行線図

次に図2-3にFC35を切削した場合の工具摩耗進行線図を示す。同図より、鋳鉄を切削した場合はTiCの有無にかかわらず、Co含有量が少ない工具ほど摩耗も小さいことがわかる。そこで工具中におけるCoの挙動を調べるため、FC35を切削した各工具を横切刃に平行にすくい面を含む断面で切断、研磨し光学顕微鏡およびEPMAによって切りくずの付着状況や元素の拡散状況を調べた。図2-4にS2およびG5の断面写真を示す。まずS2では、工具すくい面および逃げ面にFeが付着しており、特に逃げ面においては付着物の下にクレータ状の摩耗が生じていることがわかる。またG5の断面では付着物中に工具表面より持ち去られたと思われるWC粒子がかなり見られる。図2-5はS2におけるすくい面側付着物と工具との境界付近をEPMAによって線分析し、Fe、W、Co、Cの濃度分布を求めた結果を示しているが、Coについては工具表面下で濃度の減少が見られ、またCについても付着物に対する拡散が認められる。

以上、得られた結果をまとめると、

- (1) 炭素鋼の切削においては、複炭化物系工具はWC-Co系工具に比べ著しく摩耗が小さい。
- (2) 鋳鉄の切削においては、TiC等の添加の効果は認められず、Co含有量の少ない工具ほど摩耗も小さい。
- (3) 鋳鉄切削のように、工具摩耗面に付着物が生じやすい条件下では、逃げ面にもクレータ状の摩耗が発生する場合がある。これは、逃げ面においてもすくい面とはほぼ同様の摩耗機構が存在していることを示す。また、鋳鉄の切削において付着物中に工具表面より離脱した炭化物粒子が認められ、工具から付着物に対してCo、Cの拡散も見られる。



切削速度; 150m/min 切込み; 1.0mm 送り; 0.2mm/rev

図2-3 FC35を切削した場合の工具摩耗進行状況

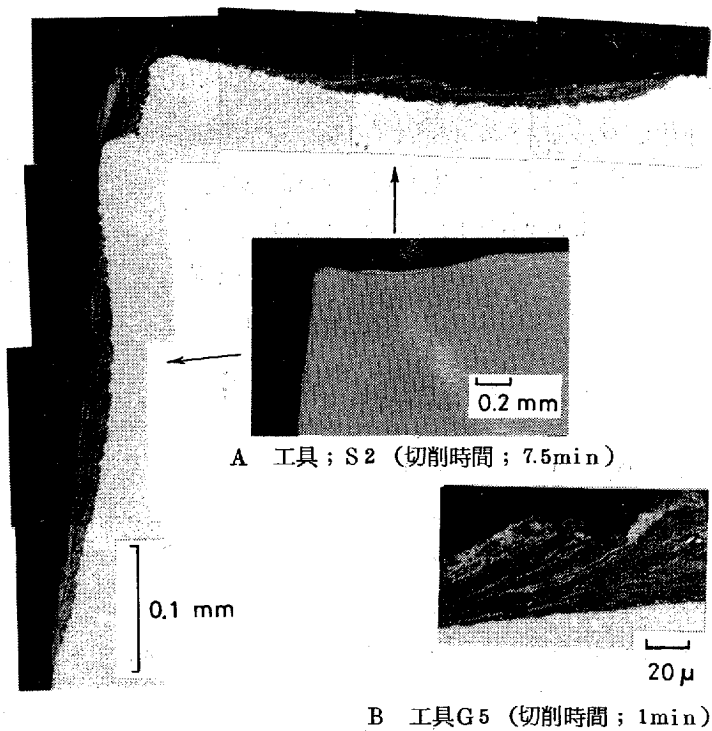


図2-4 鋳鉄を切削した場合のS2およびG5の工具断面

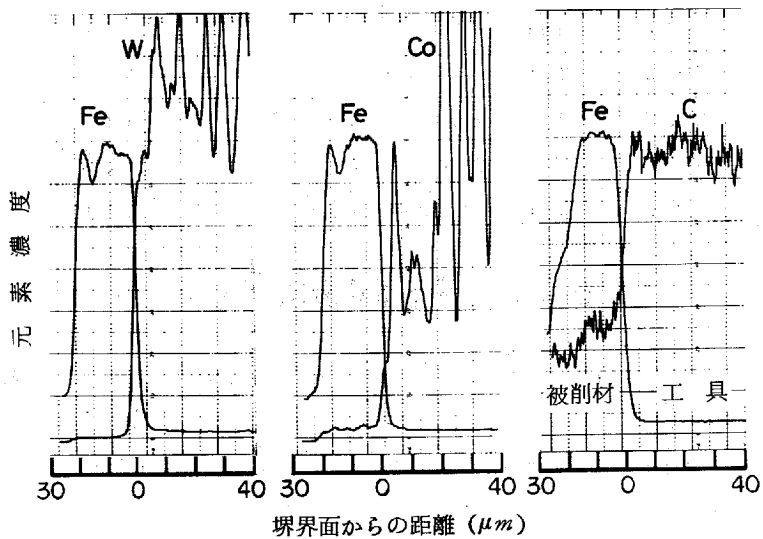


図2-5 FC35を切削した場合のすくい面付着物と工具との間の元素拡散

2) コーティング工具

コーティング工具は超硬工具の表面に耐熱、耐摩耗性の高い硬質層を被覆した工具で、被覆層により母材工具の切削性能の改善を ったものである。初期においては被覆層としてTiCが用いられていたが、最近ではTiNあるいはAl₂O₃も単独ないしは組合わせて用いられており²⁰²⁾ 現在では種々のコーティング工具が市販されている。ところでこれらのコーティング工具は軽切削では切削性能があまり良くないのに対し、重切削ではいわゆるダブルコーティング工具が優れた性能を示すことが報告されている²⁰³⁾。

本実験では、市販の各種コーティング工具を用いて重切削における工具摩耗を調べた。実験条件を表2-5に、また表2-6、2-7に使用した工具の種類および被削材の化学成分、ブリネル硬度を示す。

表2-5 切 削 条 件

| | | |
|---------|---|---------------------|
| 被 削 材 | ; | SCM4 |
| 切 削 速 度 | ; | 150m/min |
| 切 込 み | ; | 1.0mm |
| 送 り | ; | 0.4mm/rev |
| 工 具 形 状 | ; | -5、-5、5、5、15、15、0.8 |

表2-6 実験に使用したコーティング工具

| 記 号 | 材 種 | 母材硬度 |
|-----|---|--------|
| P20 | 超硬P20種 | Hv1616 |
| TC1 | TiCコーティング | 1620 |
| TC2 | TiCコーティング | 1572 |
| TAC | TiC+Al ₂ O ₃ コーティング | 1615 |
| TN1 | TiC+TiNコーティング | 1633 |
| TN2 | TiC+TiNコーティング | 1525 |

表2-7 被削材化学成分および硬度

| 被 削 材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | 硬 度 H B |
|-------|-------------|------|------|------|------|------------|
| | C | Si | Mn | Cr | Mo | |
| SCM4 | 0.40 | 0.20 | 0.75 | 1.05 | 0.20 | 352 |

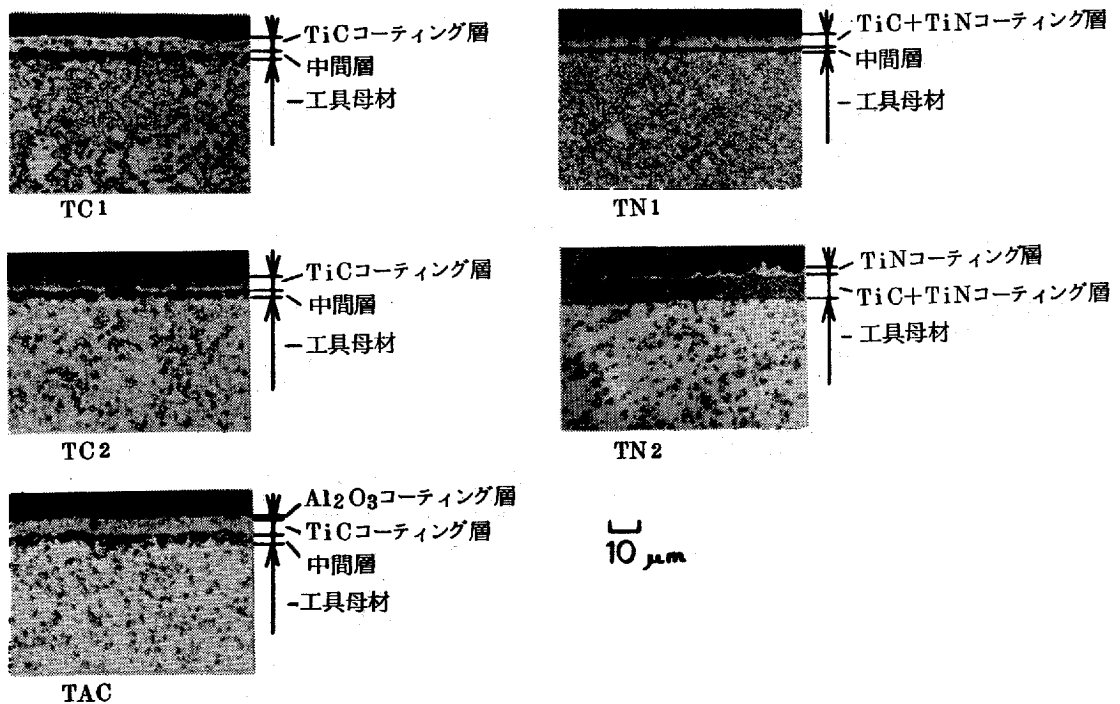
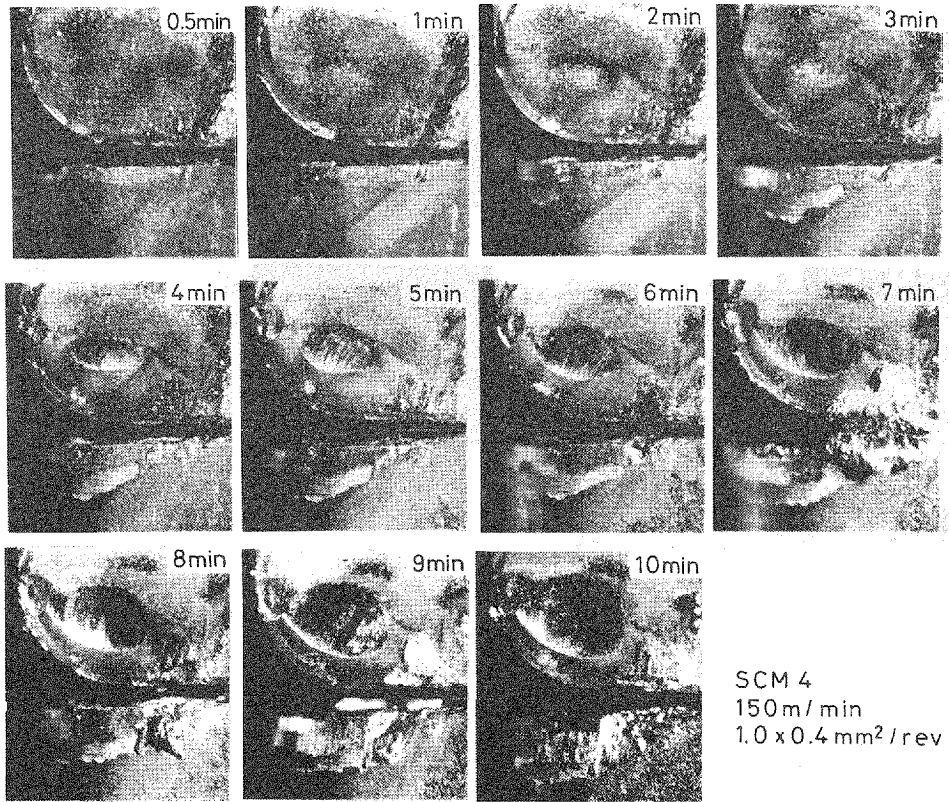


図2-6 実験に使用したコーティング工具の断面顕微鏡写真

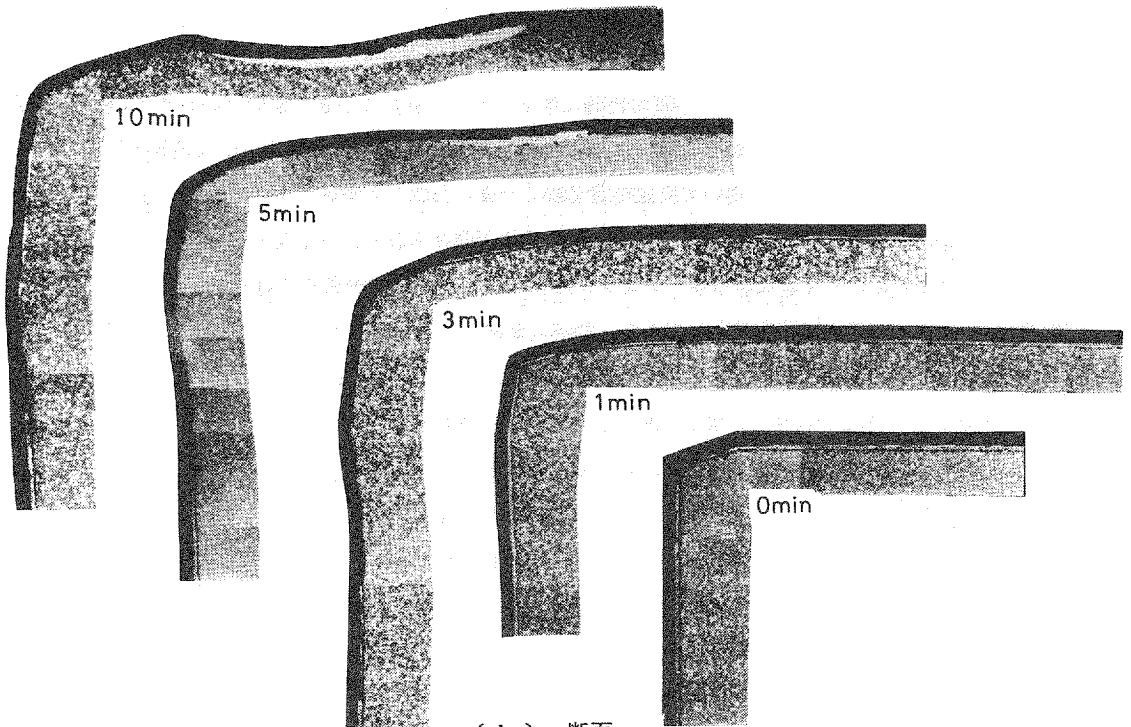
まず、図2-6に実験に使用した工具の断面の顕微鏡写真を示す。同写真によれば、TN2を除くいずれの工具も超硬母材との間に中間層が生じていることがわかる。またこのコーティング層の厚さは5~10 μm となっている。

次に図2-7~2-11に各工具の切削時間の経過に伴うすくい面および逃げ面摩擦の変化と、摩擦部断面(前切削刃から0.4mmの位置をすくい面および横切削刃に垂直に切断)の変化を示す。なお、切削時間が1, 3, 5minの断面はそれぞれ別のコーナを用いて所定時間切削した後に作成した断面である。まず、TC1を見るとすくい面写真で切削開始後3~4minでクレータ摩擦の発生が認められる。断面写真においても3minまでは工具と切りくず接触部にわずかながらコーティング層が残在しているのが認められる。また、断面写真によれば逃げ面はいずれの工具も塑性変形をしており、横逃げ面摩擦として観察されたものはこの塑性変形幅であることがわかる。なお、逃げ面のコーティング層はそれぞれ、TC1(3min), TC2(10min), TN2(5min)で剥離し、剥離後はすくい面と同様、工具にクレータ状の摩擦が生じている。

以上の結果より、すくい面あるいは逃げ面においてもコーティング層が摩滅あるいは剥離するとタレット摩擦が生じることがわかる。そこで、コーティング層がどの時点で消滅するかを調べるため、図2-12のクレータ摩擦進行線図および2-7~2-11に示した摩擦部断面の写真をもとに、すくい面におけるコーティング層の摩耗速度を求めた。結果を表2-8に示す。同表から、いわゆるダブルコーティング特に、TiN含有のコーティング層の摩耗速度が低いことがわかる。TiNの硬度(1770kg/mm²)はTiCの硬度(3200kg/mm²)²⁰⁴⁾に比べかなり低いにもかかわらずこの様な効果があることに対しては、TiNは母材超硬との間に中間層をほとんど生成せず、かつ層の厚みをTiCより増すことが出来るためである²⁰⁵⁾とする説明もある

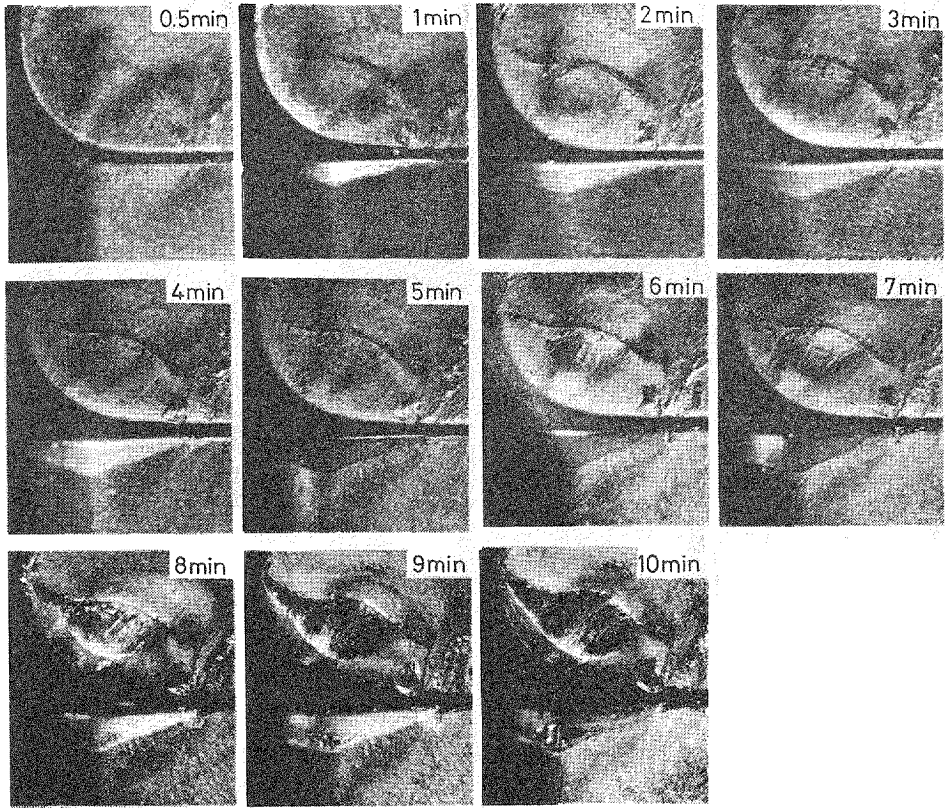


(a) すくい面および逃げ面

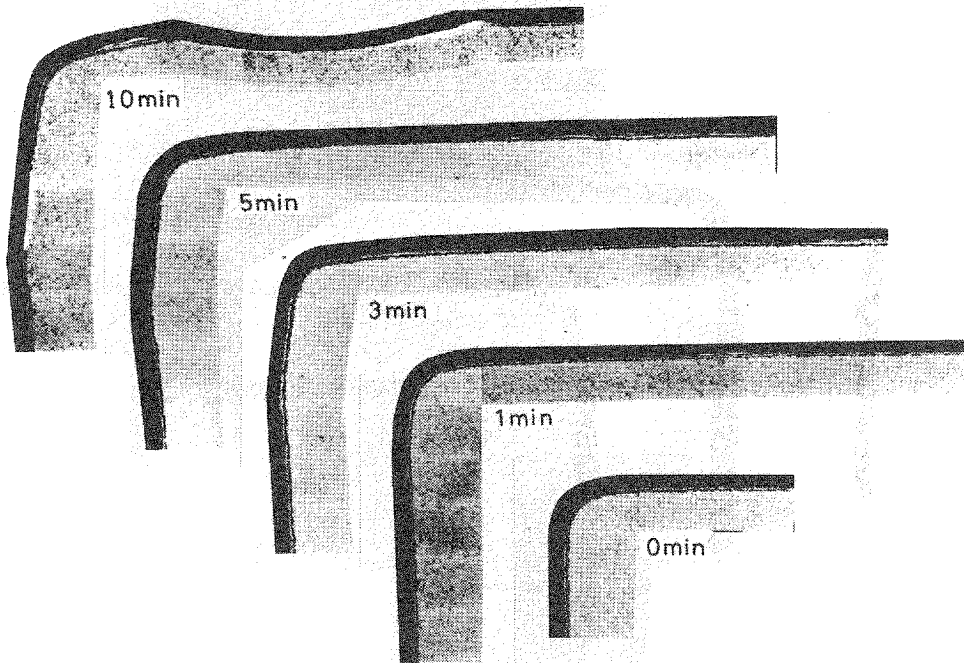


(b) 断面

図 2-7 TC1 の摩耗進行形態

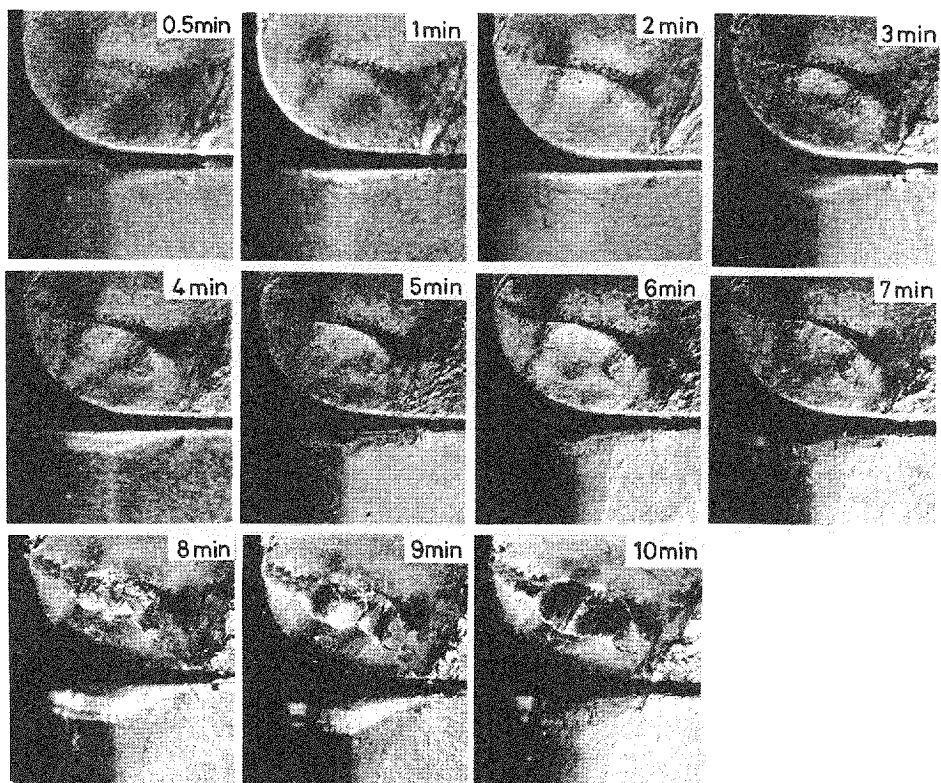


(a) すくい面および逃げ面

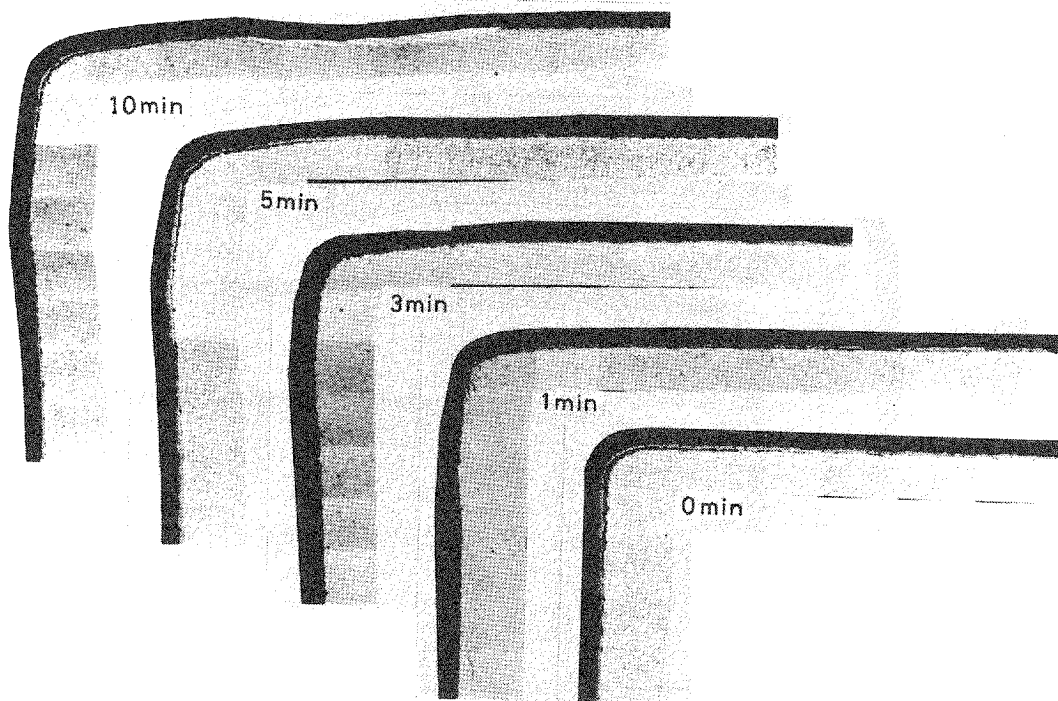


(b) 断面

図 2 - 8 TC 2 の摩耗進行形態

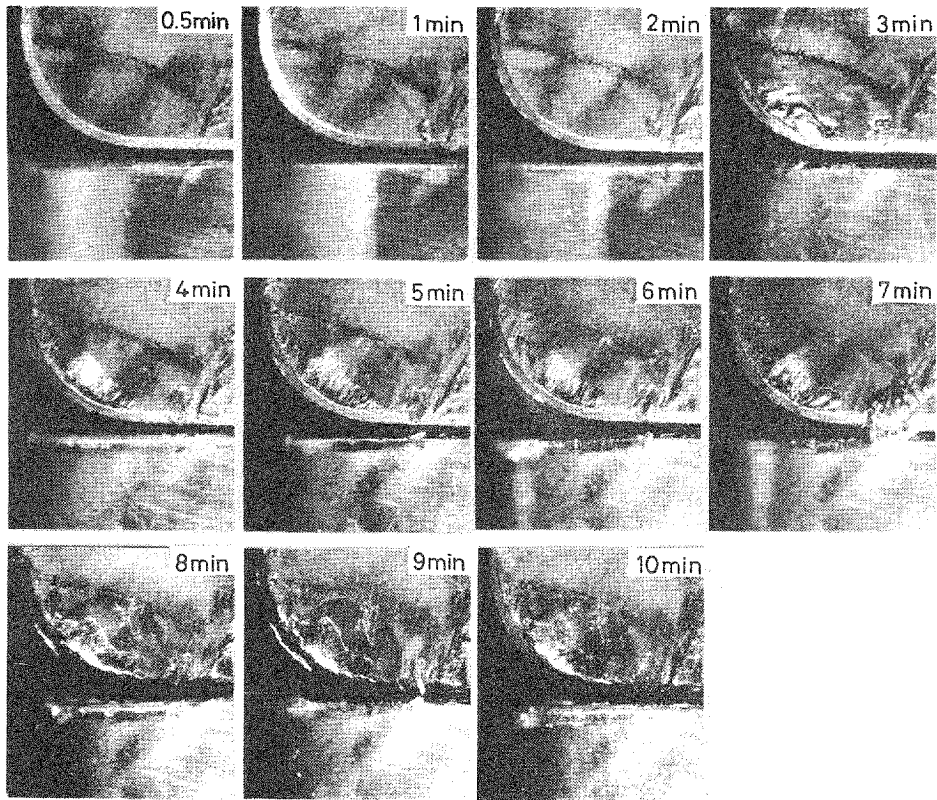


(a) すくい面および逃げ面

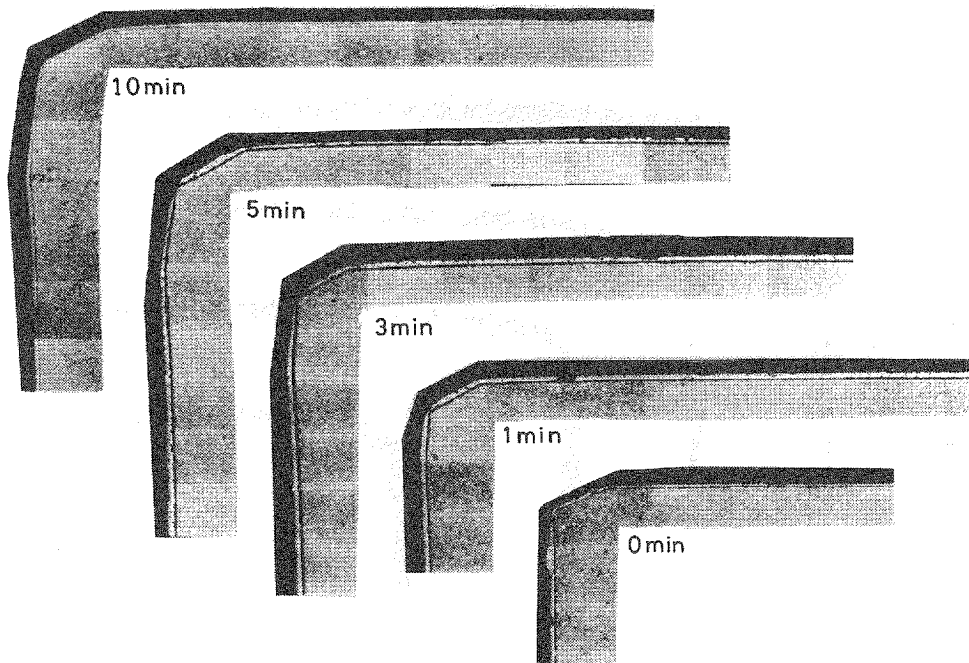


(b) 断面

図 2 - 9 T A C の 摩 耗 進 行 形 態

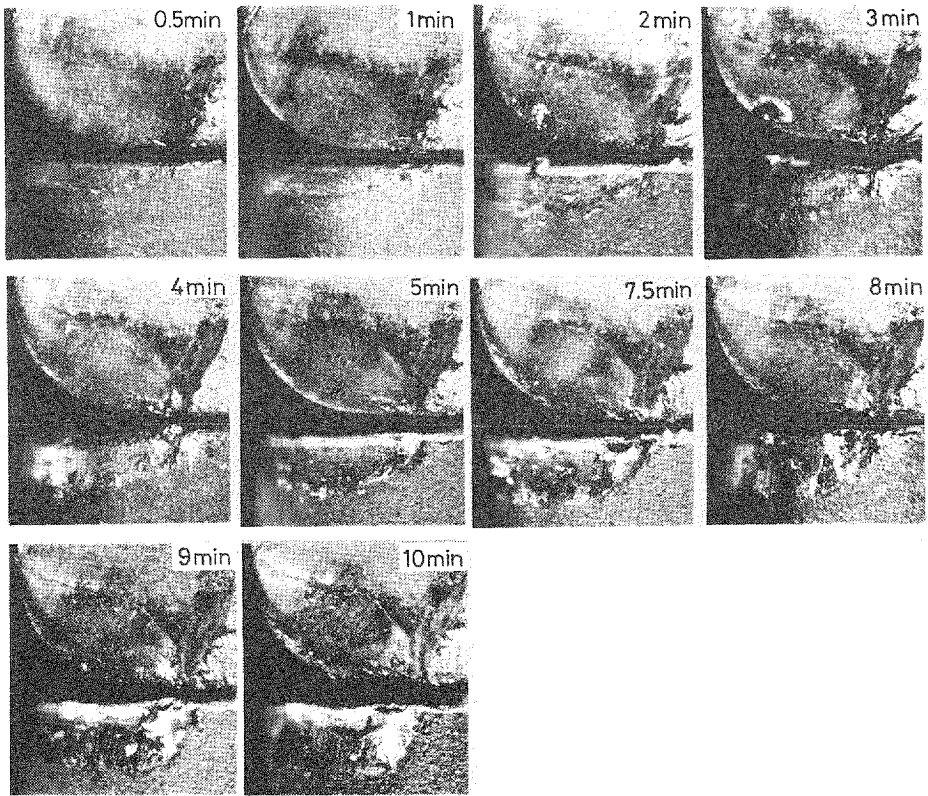


(a) すくい面および逃げ面

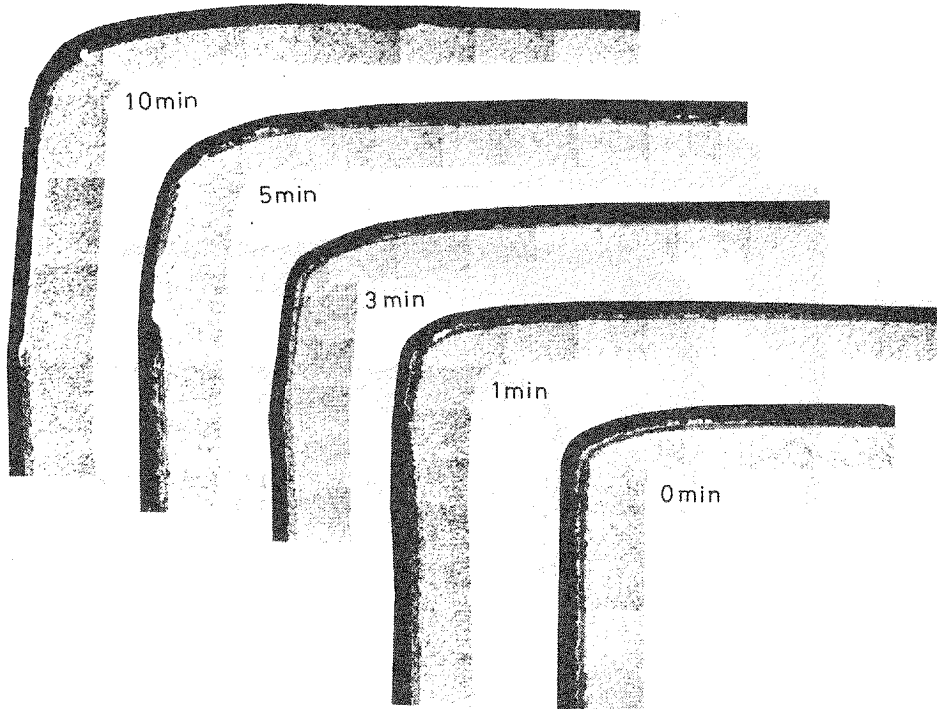


(b) 断面

図 2 - 1 0 T N 1 の 摩 耗 進 行 形 態

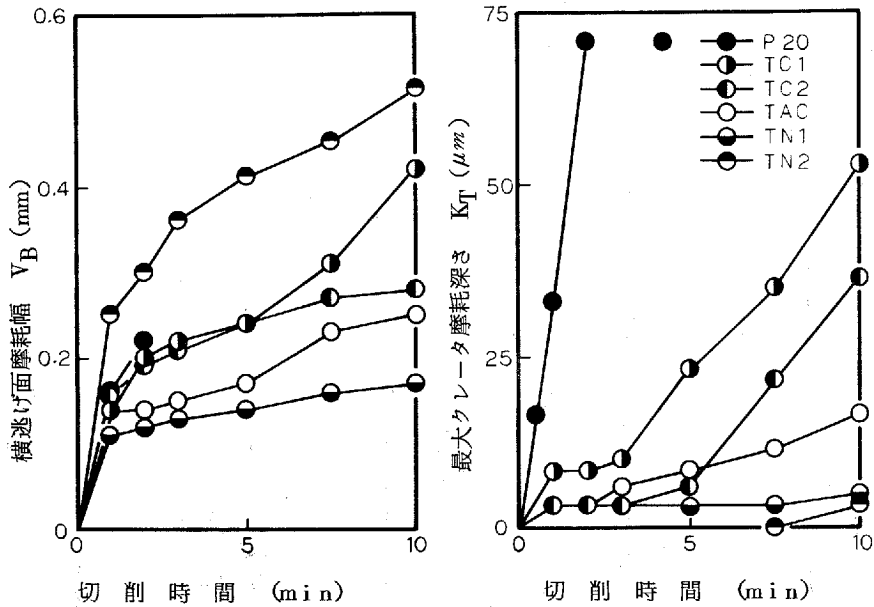


(a) すくい面および逃げ面



(b) 断面

図 2 - 11 TN 2 の摩耗進行形態



被削材; SCM4、切削速度; 150m/min、切込み; 1.0mm、送り; 0.4mm/rev
 図2-12 各種コーティング工具でSCM4を切削した場合の摩耗進行線図

が、本実験結果によればTiCコーティングでも すくい面に関しては中間層からの突発的剥離は見られず、除々にコーティング層が摩滅している状況から、他にも原因があるものと考えられる。

ところでTiCとTiNは互いに固溶するため²⁰⁶⁾、この二者の複合コーティング層はTiC-TiNの固溶体より成っていると思われる。このようなTiC-TiN層がTiC層に比べ優れている可能性としては、

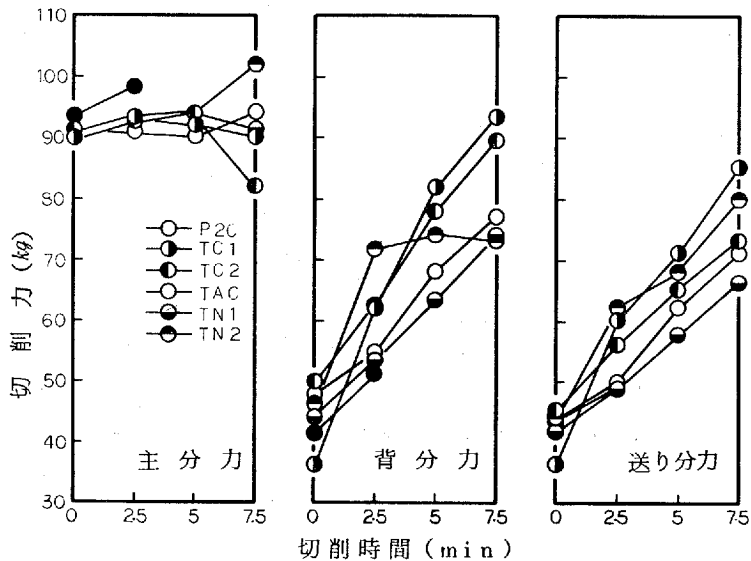
- ① TiCの熱伝導率は $0.041 \text{ cal/cm}\cdot\text{sec}\cdot\text{C}$ であるのに対し、TiNは $0.07 \text{ cal/cm}\cdot\text{sec}\cdot\text{C}$ であり²⁰⁴⁾、TiC-TiN層の熱伝導率はTiC層に比べ高いため、切削中の工具一切りくず接触面温度はTiC-TiNコーティング工具の方がTiCコーティングよりも低い可能性がある。
- ② 標準生成自由エネルギーを比較した場合、 1200 C においてTiCは -38 kcal/mol であるのに対し、 2TiN は -98 kcal/mol ²⁰⁷⁾とTiNの方が熱力学的に安定である。したがって工具すくい面上の高温高圧下で拡散反応が生じるとしても、 $2\text{TiN} \rightarrow 2\text{Ti} + \text{N}_2$ となって拡散するより、 $\text{TiC} \rightarrow \text{Ti} + \text{C}$ となる確率の方が大である。
- ③ TiC単独層に比べTiC-TiN層はより緻密な層を形成している可能性がある。(これについては第3章3.3.3項で述べるが、TiC単独層は往々にして超硬母材と被削材間の元素拡散を許している場合がある。

表2-8 コーティング層の摩耗速度

| 工具 | 摩耗速度 |
|-----|-----------------------|
| TC1 | $2.5 \mu\text{m/min}$ |
| TC2 | 1.5 |
| TAC | 1.6 |
| TN1 | 0.6以下 |
| TN2 | 1.0 |

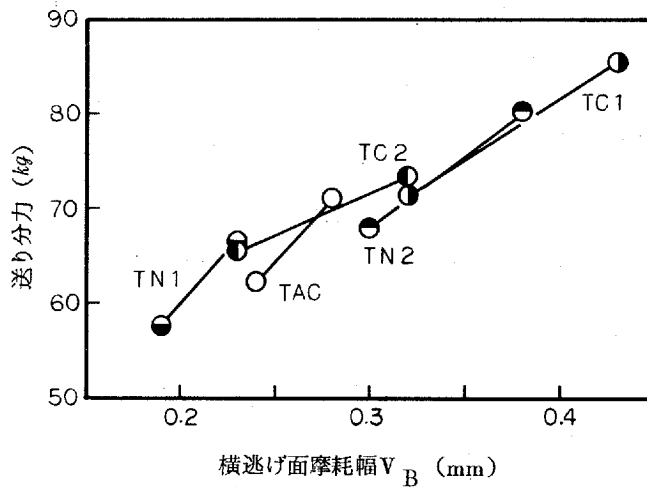
などが考えられる。

最後に、逃げ面摩耗に関しては、断面写真からも明らかなように、重切削では工具の塑性変形が主体となっている。したがって高温強度の高い材種を母材に使用すると塑性変形量は少なくなってみかけ上の逃げ面摩耗は減少するものと考えられる。また、図2-13に各工具の時間経過に伴う三分力の変化を示すが、主成分は時間的にあまり変化しないのに対し、送り分力および背分力は著しい増加をしている。この原因は横逃げおよび前逃げ面の摩耗（塑性変形）によるものである。図2-14に各工具の時間経過による横逃げ面摩耗幅と送り分力の関係



被削材；SCM4、切削速度；150m/min、切込み；1.0mm、送り；0.4mm/rev

図2-13 コーティング工具による切削三分力の時間変化



被削材；SCM4、切削速度；150m/min、切込み；1.0mm、送り；0.4mm/rev

図2-14 各種コーティング工具の横逃げ面摩耗幅と送り分力の関係

り分力の関係を示すが、両者は良く一致している。したがって切削低抗を減少させるうえからは、母材の強度（高温硬度）は高い方が望ましいと言える。

以上、得られた結果をまとめると、

- ① 表面被覆層としてはTiC単独よりもTiC-TiNの方が重切削における耐摩耗性の点で優れている。
- ② 重切削においては、すくい面摩耗はコーティング層の耐摩耗性に依存するが、逃げ面摩耗は工具の塑性変形が主体であり、母材の強度（高温硬度）に依存する。
- ③ 重切削においては、工具の塑性変形により送り分力、背分力が非常に大きくなる。したがってこれを改善するには母材の高温硬度を増加させることが望ましい。

3) サーマット工具

サーマット工具はTiCを主体にNi, Moを結合材として焼結された工具であり、その主成分であるTiCは超硬工具の主成分であるWCに比べFeに対し化学的に安定で、Feとの溶着性も低いという特徴を持っている²⁰⁸⁾。したがってサーマット工具は超硬工具よりも高い切削速度域での使用が可能なはずである。しかしこの工具は従来、靱性や耐塑性変形性の点で超硬工具に劣っていたため、工具としての使用範囲は限定されていた。近年、この点を改善する目的でWCやTaCなどの異種炭化物あるいはTiN-TaNなどの窒化物の添加が相当量行なわれるようになったが²⁰⁹⁾、今後増々この傾向は進むものと思われる。

本項ではこれらの各種添加物を含むサーマット工具についてその切削性能を調べた。まず、本実験に使用したサーマット工具のEPMA定量分析による化学成分を表2-9に示す。同表中、頭文字CTは炭化物系サーメ

表2-9 EPMAによるサーマット工具の化学成分（末補正值）

| 工 具 | 化 学 成 分 (%) | | | | | | | 計 |
|-----|-------------|----|----|----|----|----|---|----|
| | Ti | Ta | W | Mo | Ni | Co | C | |
| CT1 | 44 | 7 | 3 | 11 | 16 | — | 8 | 89 |
| CT2 | 54 | — | 3 | 7 | 19 | — | 8 | 91 |
| CT3 | 44 | 10 | 2 | 7 | 8 | 4 | 7 | 82 |
| CT4 | 57 | 1 | 1 | 10 | 12 | — | 9 | 90 |
| CT5 | 49 | 4 | 3 | 9 | 11 | — | 9 | 85 |
| NT1 | 38 | 7 | 12 | 8 | 16 | — | 8 | 89 |
| NT2 | 40 | 8 | 14 | 4 | 6 | 6 | 6 | 84 |
| NT3 | 36 | — | 18 | 12 | 8 | 4 | 7 | 85 |
| NT4 | 36 | 10 | 14 | 9 | 5 | 9 | 7 | 90 |
| NT5 | 44 | 4 | 2 | 14 | 20 | — | 7 | 90 |

表2-10 切削実験条件

| | | |
|------|---|---------------------|
| 被削材 | ; | S45C |
| 切削速度 | ; | 150~500m/min |
| 切込み | ; | 1.0mm |
| 送り | ; | 0.21mm/rev |
| 工具形状 | ; | -5、-5、5、5、15、15、0.8 |

表2-11 被削材化学成分および硬度

| 被削材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | | 硬 度 HB |
|------|-------------|------|------|-------|------|------|-----------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | |
| S45C | 0.46 | 0.26 | 0.75 | 0.026 | 0.02 | 0.12 | 167 |

ット工具, NTは窒化物系サーメット工具であることを示す。なお, 工具の選択に際しては各メーカより市販の炭化物系, 窒化物系をそれぞれ各1種づつ選び工具材種が偏ることのないよう留意した。また, メーカの発表ではNT1,2,3はTiN含有, NT4,5はTaN含有となっている。同分析結果によれば窒化物系は炭化物系に比べ全体的にTa, Wの量が多くなっていることがわかる。

実験は旋盤による丸棒の乾式長手旋削により行なった。実験条件を表2-10, 使用した被削材の化学成分およびブリネル硬度を表2-11に示す。なお, 工具には比較として超硬P10種およびセラミック(白)を使用した。

図2-15に実験に使用した全工具のV-T線図を, 炭化物系, 窒化物系および超硬, セラミックの各工具に分けて示す。V-T線図は寿命基準を $V_B = 0.3mm$ とし, 各点を忠実に結んだ折れ線とした。同図によれば炭化物系では工具間で寿命にかなり差が生じているのに対し, 窒化物系ではNT5を除き工具間での寿命の差はあまり見られない。また, 炭化物系工具は300m/min付近でV-T線図に折れ曲がり認められるのに対し, 窒化物系工具ではほぼ直線状となっている。一般にV-T線図の折れ曲がりには摩耗機構の変化を示すと考えられ, 炭化物系工具では切削速度300m/min付近を境に逃げ面摩耗部において摩耗速度を増加させるような機構が新たに生じていることを暗示している。

次に, これらサーメット工具と超硬工具を比較した場合, サーメット工具は150~500m/minのいずれの速度においても超硬工具に比べ長寿命となっており, 特に高速域においてこれが顕著である。一方, セラミック工具と比較した場合は210~300m/min以下の速度では炭化物系工具とはほぼ同程度の寿命であるが, これより高速になるとセラミック工具の方が長寿命となっている。

図2-16は150m/minで切削した場合の, 横逃げ面平行部摩耗幅が0.3mmに達したときの前逃げ面境界部摩耗幅を示す。同図より炭化物系工具ではCT1を除きいずれも横逃げ面摩耗よりも前逃げ面摩耗の方が大きくなっている。このように特定の工具において前逃げ面境界摩耗が大きくなる原因としては, 工具の耐アブレーション性, 耐チップング性および耐酸化性²¹⁰⁾の優劣が考えられるが, サーメット工具については横逃

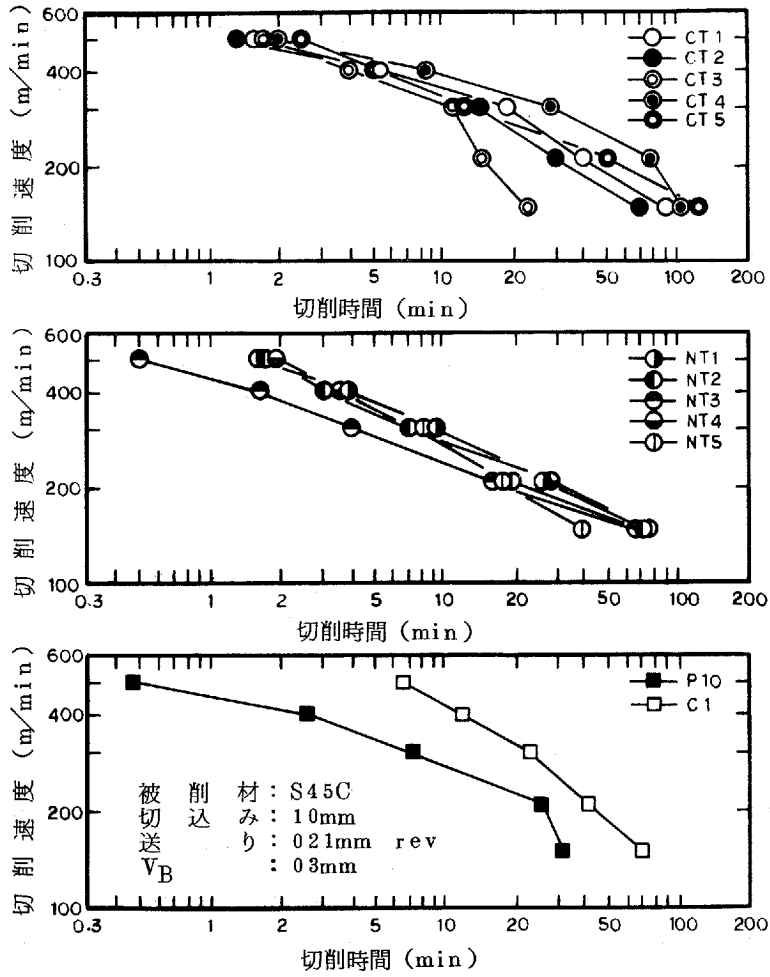
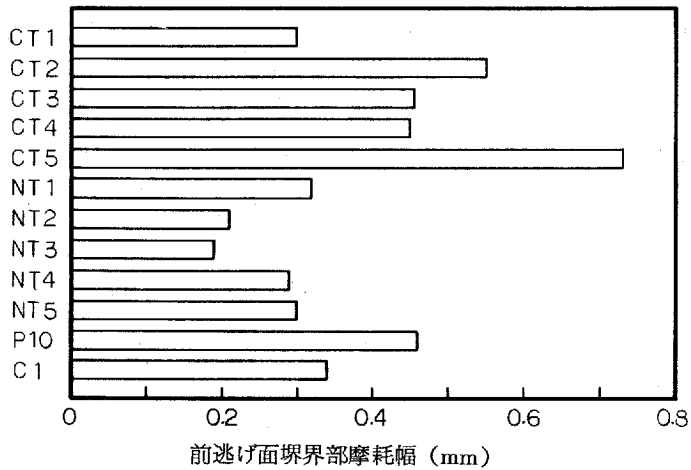


図2-15 各種サーメット工具の工具寿命線図



被削材; S45C、切削速度; 150m/min、切込み; 1.0mm、送り; 0.21mm/rev
 図2-16 各工具の $V_B=0.3$ mmの時点における前逃げ面境界部摩耗幅

表2-12 各工具の切削速度に対するクレータ摩耗進行速度

(単位 $\mu\text{m}/\text{min}$)

| 工 具 | 切 削 速 度 (m/min) | | | | |
|-----|-----------------|------|-----|-----|-----|
| | 500 | 400 | 300 | 210 | 150 |
| CT1 | 8.5 | 1.1 | 1.7 | — | — |
| CT2 | 2.0 | 6.0 | 1.7 | — | — |
| CT3 | 2.3 | 4.5 | 1.1 | — | — |
| CT4 | 1.9 | 5.8 | 1.0 | — | — |
| CT5 | 2.0 | 4.3 | 1.3 | — | — |
| NT1 | 3.8 | 1.1 | 2.2 | — | — |
| NT2 | 1.8 | 7.0 | 2.0 | 1.3 | — |
| NT3 | 3.3 | 8.1 | 0.8 | — | — |
| NT4 | 2.3 | 5.3 | 2.1 | — | — |
| NT5 | 2.1 | 5.9 | 1.6 | — | — |
| P10 | 4.80 | 1.05 | 2.0 | 3.1 | 1.0 |
| C1 | 3.0 | 2.0 | 1.1 | — | — |

げ面平行部の摩耗は窒化物系に比べ炭化物系の方が小さかったことから、工具の酸化が原因となっている可能性も十分考えられる。

次に、クレータ摩耗について表2-12に各切削温度におけるクレータ摩耗進行速度を示す。同結果から明らかのように、炭化物系、窒化物系のいずれも切削速度 $300\text{ m}/\text{min}$ 以上でクレータ摩耗が発生し始めており、両系での差は認められない。

以上、得られた結果をまとめると、

- ① 横逃げ面摩耗幅を基準としたV-T線図を描いた場合、本実験に使用した被削材では、炭化物系工具はV-T線図が $300\text{ m}/\text{min}$ 付近で折れ曲がる傾向を示すのに対し、窒化物系工具は直線となる傾向を示す。
- ② 超硬工具と比較した場合、 $150\sim 500\text{ m}/\text{min}$ の速度域においてはサーメット工具の方が寿命が長い。またセラミック工具と比較した場合は、 $150\sim 300\text{ m}/\text{min}$ では炭化物系工具とはほぼ同程度の寿命であるがこれより高速になるとセラミック工具の方が寿命が長くなる。
- ③ 炭化物系工具は窒化物系工具に比べ、前逃げ面境界摩耗が大きくなる傾向がある。
- ④ クレータ摩耗の発生は炭化物系、窒化物系ともほぼ同程度の切削速度から始まり、本実験では約 $300\text{ m}/\text{min}$ 付近からとなった。

4) セラミック工具

セラミック工具の切削性能あるいは摩耗機構に関しては多くの報告がなされているが、それらによるとセラミック工具の摩耗の特徴は、

- ① 低炭素鋼切削時における工具摩耗の方が高炭素鋼切削時における摩耗よりも大きくなる傾向がある²¹¹⁾。
- ② 炭素鋼を高速切削した場合、工具摩耗面にFeO・Al₂O₃スピネルが生成されている可能性がある²¹²⁾。
- ③ Ca脱酸鋼を切削した場合の工具摩耗は普通炭素鋼を切削した場合の摩耗に比べ大きくなる傾向がある。ただしこの場合、鋼材中にSが適量含まれる場合はCaによる摩耗促進の効果が抑制される²¹³⁾。

などが挙げられる。

本項では、①および②、③に関連して、S 15 C、S 55 Cを切削した場合のセラミック工具の摩耗および、セラミック工具でクレータ摩耗が著しく発達する場合について切削実験を行った結果を示す。

S 15 CおよびS 55 Cを切削した場合

表2-13に実験条件、表2-14に被削材の化学成分およびブリネル硬度を示す。

表2-13 切削実験条件

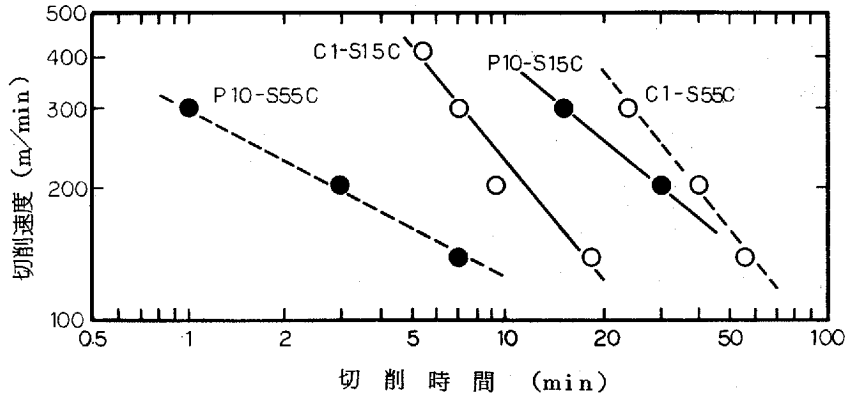
| | | |
|------|---|---------------------|
| 被削材 | ; | S 15 C |
| 切削速度 | ; | 150~420m/min |
| 切込み | ; | 1.0mm |
| 送り | ; | 0.2mm/rev |
| 工具形状 | ; | -5、-5、5、5、15、15、0.8 |

表2-14 被削材化学成分および硬度

| 被削材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | 硬 度 H _B |
|--------|-------------|------|------|-------|-------|-----------------------|
| | C | S | M | P | S | |
| S 15 C | 0.14 | 0.19 | 0.58 | 0.011 | 0.021 | 123 |
| S 55 C | 0.54 | 0.28 | 0.71 | 0.016 | 0.015 | 212 |

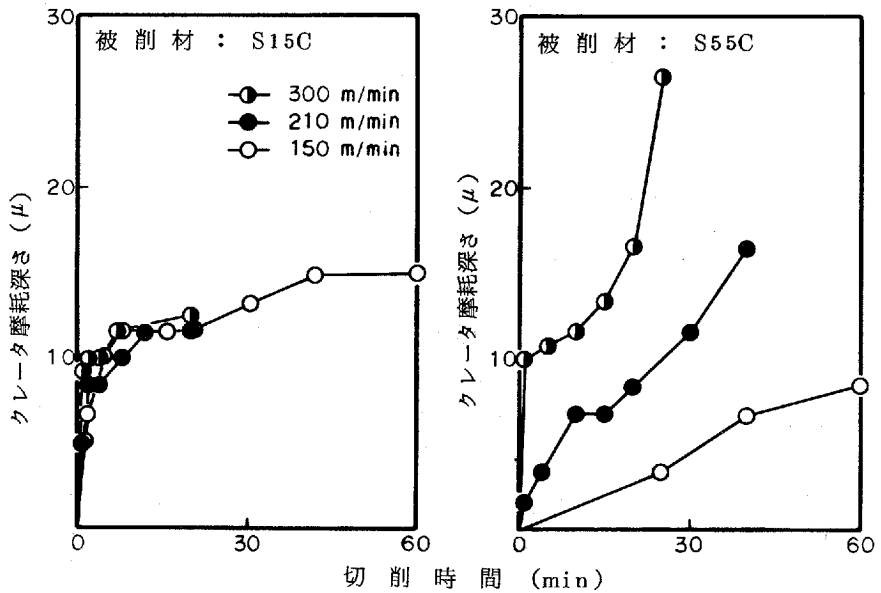
図2-17に寿命基準を $V_B = 0.3 \text{ mm}$ とした場合の超硬P 10種およびセラミック工具の寿命線図を示す。図より明らかなように、超硬工具についてはS 15 Cを切削した場合の方がS 55 Cを切削した場合に比べ寿命が長い、セラミック工具の場合にはこれが逆転している。ただしいずれの工具についても寿命線図の傾き、すなわちTaylorの寿命方程式におけるnの値は、S 15 C、S 55 Cのいずれを切削した場合も、ほぼ等しく、摩耗機構が特に異なっているとは考え難い。

以上は逃げ面についてであるが、すくい面に関しては図2-18にクレータ摩耗の進行線図を示す。同図よりクレータ摩耗はS 15 Cを切削した場合よりもむしろS 55 Cを切削した場合の方が摩耗が大きくなるのがわかる。



切込み; 1.0mm、送り; 0.2mm/rev、寿命基準; $V_B = 0.3\text{mm}$

図2-17 S15CおよびS55C普通炭素鋼を切削した場合のセラミックおよび超硬工具の摩耗



工具; セラミック (白)、切込み; 1.0mm、送り; 0.2mm/rev

図2-18 セラミック工具によりS55CおよびS55Cを切削した場合のクレータ摩耗進行線図

したがってS15Cを切削したときのセラミック工具の逃げ面摩耗進行速度が大きくなる原因としては、熱あるいは拡散による影響は少ないと考えられる。

セラミック工具においてクレータ摩耗が著しく発達する例。

実験条件を表2-15,被削材化学成分およびブリネル硬度を表2-16に示す。表中, S 50 Cと記した鋼種がセラミック工具のクレータ摩耗が特に著しく発達する鋼種である。なおS 50 Cの化学成分はMnを除きいずれもJIS S 50 Cの許容範囲内である。(JISのMn量は0.60~0.90%)

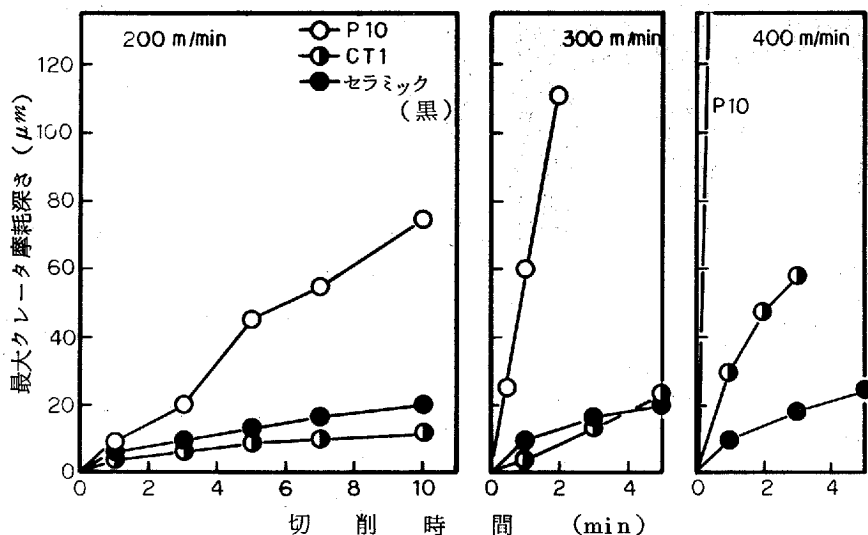
まず, 図2-19に比較材として用いたS 45 Cを切削した場合のクレータ摩耗進行線図を示す。同図よりセラミック工具は, 切削速度が増加してもクレータ摩耗はあまり大きくならないことがわかる。

表2-15 切削実験条件

| | |
|------|-----------------------|
| 被削材 | ; S 45 C、S 50 C |
| 切削速度 | ; 200~400 m/min |
| 切込み | ; 2.0 mm |
| 送り | ; 0.25 mm/rev |
| 工具形状 | ; -5、-5、5、5、15、15、0.8 |

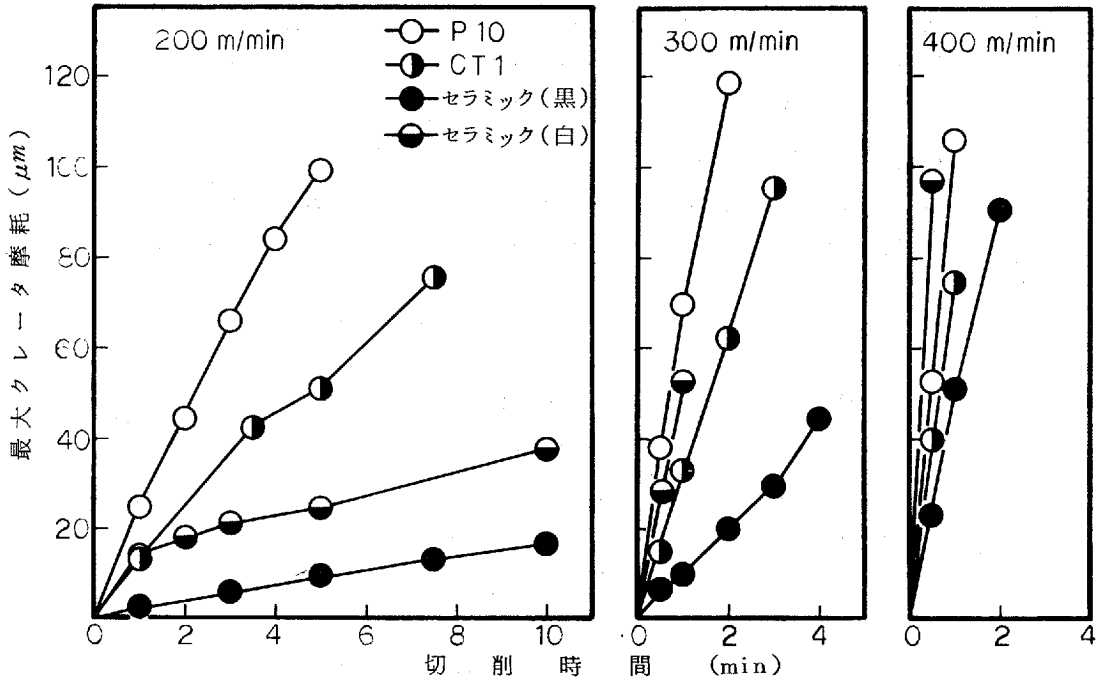
表2-16 被削材化学成分および硬度

| 被削材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | | | | | | 介 在 物 | | | 硬 度 |
|--------|-------------|-----|------|------|------|-----|-----|-----|------|------|-------|--------------------------------|------|----------------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Ca | Al | SiO | Al ₂ O ₃ | CaO | H _B |
| S 45 C | .46 | .26 | .75 | .026 | .02 | .12 | | | | | | | | 167 |
| S 50 C | .50 | .28 | 1.06 | .017 | .031 | .02 | .01 | .02 | .001 | .002 | .085 | .002 | .001 | 207 |

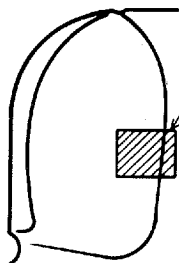
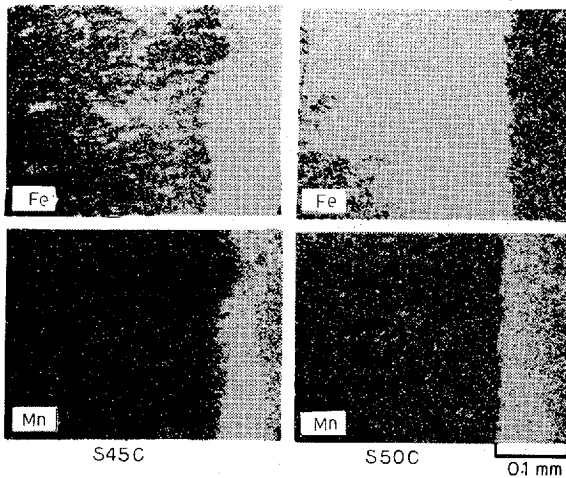


被削材; S 45 C、切込み; 2.0 mm、送り; 0.25 mm/rev

図2-19 セラミック工具でS 45 Cを切削した場合のクレータ摩耗進行線図



被削材; S50C、切込み; 2.0mm、送り; 0.25mm/rev
 図2-20 セラミック工具でS50Cを切削した場合のクレータ摩耗進行線図
 (クレータ摩耗が著しく発達する例)



工具: セラミック(黒)
 切削速度: 300m/min
 切込み: 2.0 mm
 送り: 0.25mm/rev

図2-21 セラミック工具のクレータ摩耗が著しく発達する鋼材を切削した場合の工具のすくい面付着物のEPMAによく特性X線像

一方、S50Cを同一条件で切削した場合には、クレータ摩耗の進行は図2-20のようになり、切削速度200 m/minではセラミック工具の摩耗速度は超硬工具の約1/10であるのに対し、400 m/minでは約1/2と、切削速度が増加するにつれ著しくセラミック工具のクレータ摩耗速度が増大していることがわかる。このように、高速切削域においてクレータ摩耗が発達するのは熱的摩耗が原因と考えられる。

そこでS45CおよびS50Cを切削した場合のセラミック工具のすくい面の付着物についてEPMAにより元素分析を行なった。結果を図2-21に示す。同図はFe, Mnのみを示しているが、Al, Si, Caについてはほとんど検出出来なかった。

同図から明らかなように、S45Cではすくい面上にFeが散在するのみであるが、S50Cの場合は多量のFeが付着している。このFeの付着がセラミック工具の摩耗におよぼす影響については第4章で検討するが、クレータ摩耗の増大はFeの付着と密

接に結びついた現象であると考えられる。

以上、得られた結果をまとめると、

- ① セラミック工具において、高炭素鋼切削時に比べ低炭素鋼切削時の逃げ面摩耗が大きくなる原因は、熱的摩耗によるものではないと考えられる。
- ② 高速切削時においてセラミック工具のクレータ摩耗が著しく増大する場合があるが、この場合は熱的摩耗が原因と考えられ、すくい面上に多量のFeが付着する場合がある。

5) CBN工具

CBN工具は、非常に高硬度である立方晶窒化ほう素（スーパ硬度約 3500～7000 kg/mm²）を焼結した工具であり、従来困難とされていた高硬度材料の切削加工を高効率で精度よく行なえる点で大いに注目されている。この工具は従来、超高圧・高温下でメタルバインダを使用して焼結されていたが、最近セラミックバインダを使用した工具が製造、市販されだした²¹⁴⁾。これらの工具はいずれも登場して日が浅いため、その特性についての研究報告もあまり多くないが、軟らかい材料を切削したときの方が工具摩耗が大きくなることや、切削条件によりクレータ摩耗が大きく発達する場合がある²¹⁵⁾。ことなどが明らかにされている。しかしこれらの現象はメタルバインダを使用した工具についてのみ調査されたものであり、この工具の示す特異な性質がCBN工具固有の特性であるかどうかは疑問である。

本項では、CBN工具の摩耗特性を明らかにする目的で、焼結法の異なる数種のCBN工具を用い、表 2-17 に示す条件で乾式外丸削りの実験を行なった。

工具はCBN1がセラミックバインダを使用した国産工具、CBN2がメタルバインダを使用した米国製、CBN3がソ連製であり、比較としてセラミック工具（白）、および超硬工具P10種を使用した。工具はすべてチャンファを付けて使用したが、特にその形状は一定になるように留意した。

被削材は炭素工具鋼SK3、高速度鋼SKH9、SKH55、SKH54および金型鋼SKD61、HMD1（日立金属製）を使用した。各被削材^材の化学成分を表 2-18 に、熱処理条件および硬度を表 2-19 に示す。表中、被削材名称につづく数字はH_RC硬度を示す。また熱処理のFC、AC、OQ、WQはそれぞれ炉冷、空冷、油焼入れ、水焼入れを示し、×1、×2はそれぞれの温度で2時間の焼戻しを1回または2回行ったことを示す。

表 2-17 切削実験条件

| | | |
|---------|---|---|
| 工 具 | ； | CBN1、CBN2、CBN3、C1、P10 |
| 被 削 材 | ； | SK3、SKH9、SKH55、SKH54、SKD61、HMD1 |
| 切 削 速 度 | ； | 120m/min |
| 切 込 み | ； | 0.2mm |
| 送 り | ； | 0.1mm/rev |
| 工具取付形状 | ； | -5、-5、5、5、15、15、0.8mm ； -5、-5、5、5、20、45、0.8mm (CBN3) |
| チャンファ | ； | 20° × 0.05mm |

表2-18 被削材化学成分

| 被削材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | | | | | | | |
|-------|-------------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|------|
| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | W | Mo | V | Co | Cu |
| SK3 | 1.04 | 0.31 | 0.37 | 0.008 | 0.016 | - | - | - | - | - | - | - |
| SKH9 | 0.88 | 0.30 | 0.29 | 0.018 | 0.010 | 0.07 | 3.90 | 6.08 | 4.93 | 1.83 | - | 0.07 |
| SKH55 | 0.89 | 0.34 | 0.29 | 0.024 | 0.003 | 0.13 | 3.90 | 6.10 | 4.87 | 1.87 | 4.70 | 0.06 |
| SKH54 | 1.29 | 0.35 | 0.29 | 0.025 | 0.004 | 0.08 | 4.33 | 5.40 | 4.57 | 3.92 | - | 0.08 |
| SKD61 | 0.87 | 0.90 | 0.41 | 0.015 | 0.007 | - | 4.85 | - | 1.25 | 0.87 | - | - |
| HMD1 | | | | | | | | | | | | |

表2-19 被削材热处理と硬度

| 被削材 | 热 处 理 | 硬 度 |
|----------|-----------------------------------|---------------------|
| SK3-10 | 770°C/FC、600/AC | H _R C 10 |
| SK3-22 | 870°C/OQ、400×2H/AC | 22 |
| SK3-44 | 870°C/OQ | 44 |
| SK3-53 | 870°C/WQ | 53 |
| SKH9-36 | 1220°C/OQ、720×2H+740×2H+755×2H/AC | 36 |
| SKH9-44 | "、660×2H+705×2H/AC | 44 |
| SKH9-52 | "、630×2H+650×2H/AC | 52 |
| SKH9-66 | "、550×4H+570×2H+585×2H/AC | 66 |
| SKH55-36 | 1220°C/OQ、720×2H+740×2H+760×2H/AC | 36 |
| SKH55-45 | "、660×2H+700×2H/AC | 45 |
| SKH55-54 | "、630×2H+645×2H/AC | 54 |
| SKH55-65 | "、550×4H+570×2H+580×2H/AC | 65 |
| SKH54-36 | 1220°C/OQ、720×2H+740×2H+750×2H/AC | 36 |
| SKH54-45 | "、660×2H+700×2H/AC | 45 |
| SKH54-52 | "、630×2H+645×2H/AC | 52 |
| SKH54-66 | "、550×4H+570×2H+580×2H/AC | 66 |
| SKD61-33 | 1020°C/OQ、700×2H/AC | 33 |
| SKD61-45 | "、620×2H/AC | 45 |
| SKD61-54 | "、500×2H/AC | 54 |
| HMD1-47 | 920°C/AC、660×2H/AC | 47 |
| HMD1-57 | "、430×2H/AC | 57 |
| HMD1-64 | "、100×2H/AC | 64 |

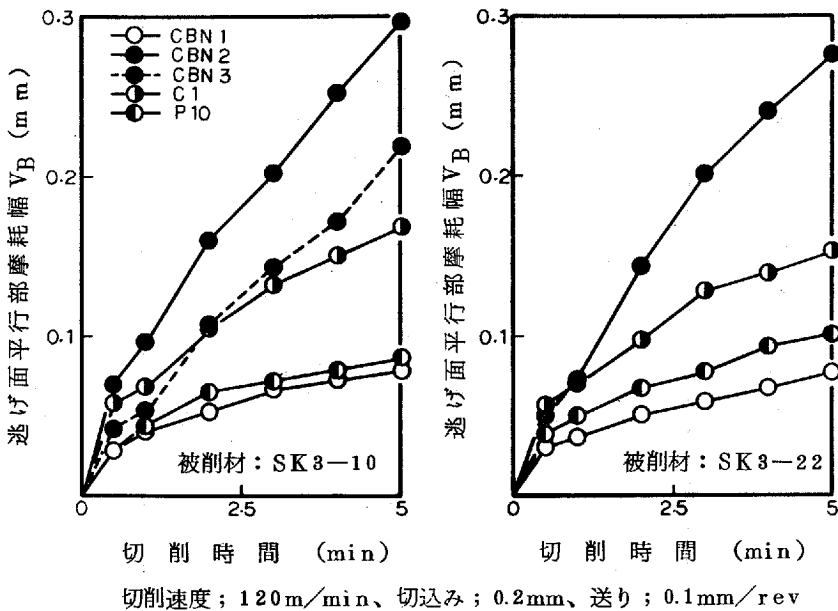
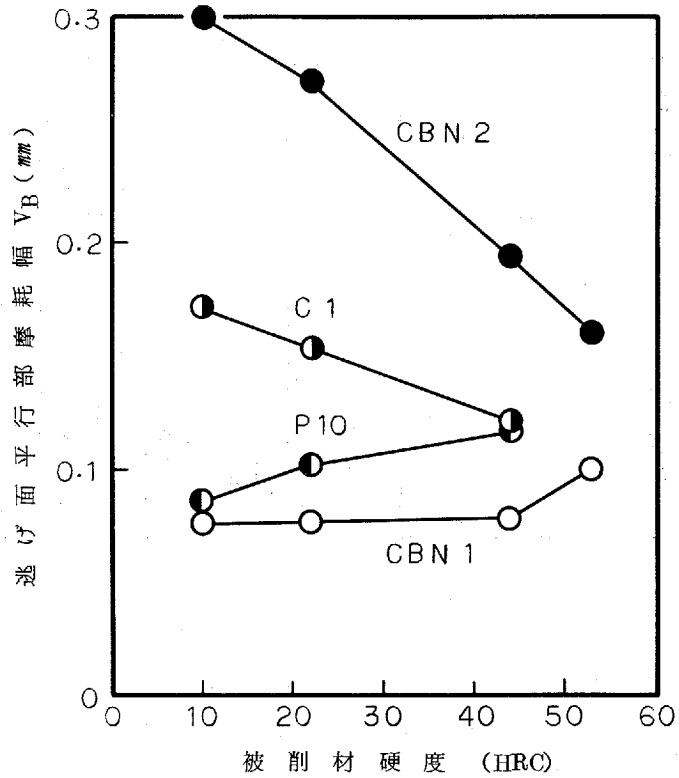


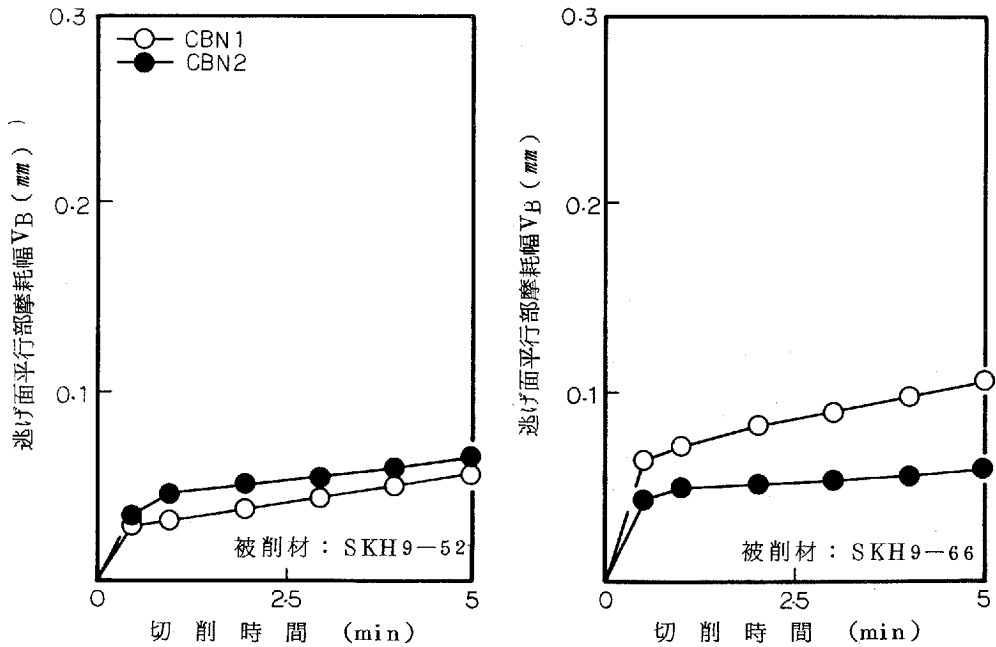
図 2-22 低硬度材切削時の工具摩耗進行状況

まず、SK3を切削した場合について、図2-22にHRC10および22の材料を切削したときの工具摩耗進行線図を示す。同図は逃げ面の平均摩耗幅を示しているが、クレータ摩耗はこれらの硬度ではほとんど現われなかった。同図よりCBN2,3はこれまで指摘されているように²¹⁵⁾、摩耗が非常に大きく発達し、次いでセラミック、超硬、CBN工具の順となっている。ここで特に注目すべき点はCBN1の摩耗量がCBN2,3と比べ $1/2 \sim 1/3$ 以下で、超硬工具よりも小さくなっていることである。CBN2および3のこのような低硬度材切削時における大きな摩耗は、従来まではCBN工具固有の特性と考えられていたのであるが、CBN1の摩耗はこれが必ずしも正しくないことを示している。

ここで、CBN工具の摩耗がほぼ切削時間の経過に比例して増加していることから、被削材硬度の変化に対する工具摩耗の変化を5分間切削時の横逃げ面の摩耗幅と比較した。結果を図2-23に示す。図より、CBN2,3およびセラミック工具は被削材硬度が上昇するにつれ摩耗量が減少しているのに対し、超硬工具では逆に硬度の上昇に伴い摩耗量も増加していることがわかる。これに対し、CBN1では被削材硬度がHRC44まではほぼ一定量の摩耗で、これを越えるとやや増加の傾向を示している。CBN2,3におけるこのような特性は、前述のようにCBN固有の特性ではなく、工具の製造法すなわち焼結機構に由来するものと考えられる。さらに、光学顕微鏡やSEMによる観察によれば、工具摩耗面はチップングやアトリションなど、いわゆる機械的摩耗を受けた摩耗面と類似しており、これらが強く作用していることが推測できる。



切削速度; 120m/min 切込み; 0.2mm 送り; 0.1mm/rev
 図2-23 硬度の異なるSK3を5分間切削した後の各工具の摩耗

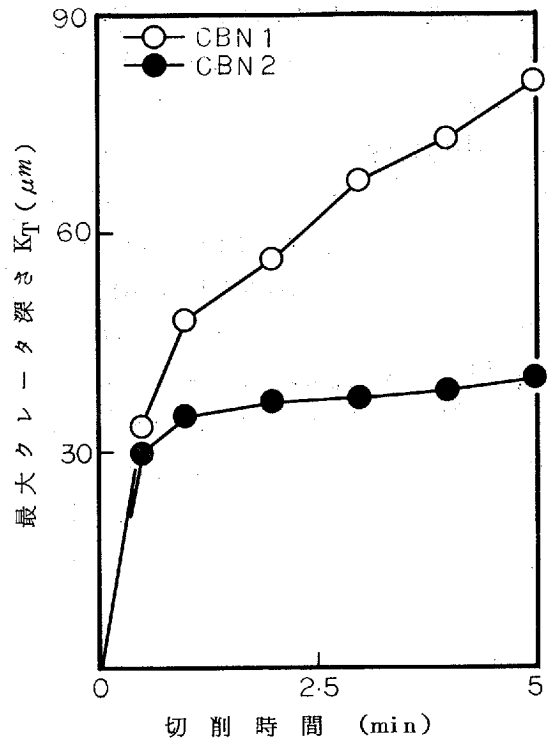


切削速度; 120m/min、切込み; 0.2mm、送り; 0.1mm/rev

図2-24 高速度鋼を切削した場合のCBN工具の摩耗

次に、高速度鋼を切削した場合について、
 図 2-24 に SKH 9-52 および 66 の逃げ面
 摩耗進行線図を示す。同図によれば CBN 1、
 2 とも初期摩耗が大きく現われ、以後は除々
 に摩耗量が増加している。またクレータ摩耗
 については図 2-25 に SKH 9-62 を切削
 した場合を示すが、逃げ面と同様、初期摩耗
 が大きく現われ、その後は CBN 1 については
 切削時間の経過とともに摩耗が発達していく
 が、CBN 2 ではそれほど大きな増加を見せ
 ず、切削時間 5 min で両工具の摩耗に大き
 な差が生じている。図 2-26 は 各種の高速
 度鋼を 5min 切削した場合の工具の逃げ面摩
 耗幅である。同図と図 2-23 の SK 3 の場合
 を比較すると、高速度鋼の切削では、

- ① CBN 2 の摩耗が大きく減少し、CBN 1
 よりむしろ小さくなっている。
- ② CBN 1 の場合も CBN 2 と同様、被削材
 硬度の影響を強く受ける。
 の 2 点が特徴となっている。



切削速度; 120m/min、切込み; 0.2mm、送り; 0.1mm/rev

図 2-25 SKH9-62 を切削した場合の CBN 工具
 のクレータ摩耗

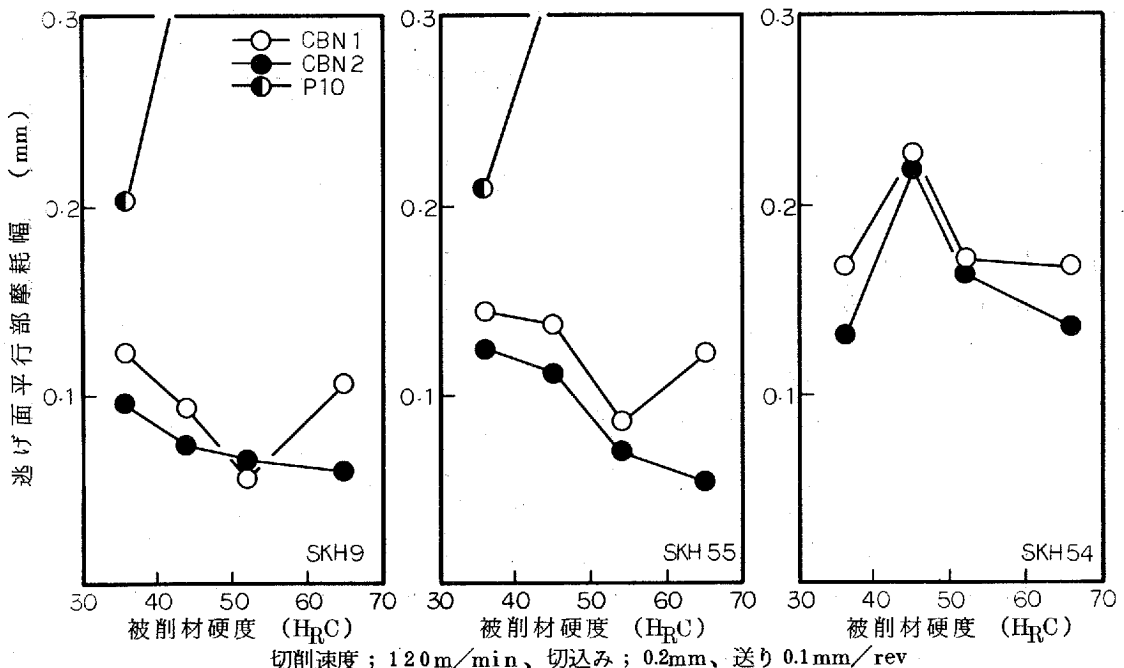


図 2-26 CBN 工具で各種高速度鋼を 5 分間切削した後の工具摩耗

以上のようにCBN工具の摩耗は被削材の硬度のみではなく被削材種によっても大きく左右されることがわかる。そこで図2-27²¹⁶⁾に示すような特性を持つSKH54, HMD1, SKD61を切削した場合の工具摩耗を調査した。同図からわかるように、これら3種の材料は靱性および耐摩耗性がそれぞれ異なっている。図2-28にこれらの鋼種の抗折力試験(JISH 5501による)による抗折力値および破断エネルギーの実測値を示す。図2-27と28は比較的良く一致しており、SKD61, HMD1, SKH54の順に靱性値が低下していることがわかる。なお、SKD61のHRC33における抗折力値は、同試料が破断しなかったため、応力-歪線図の最高値より求めた値である。

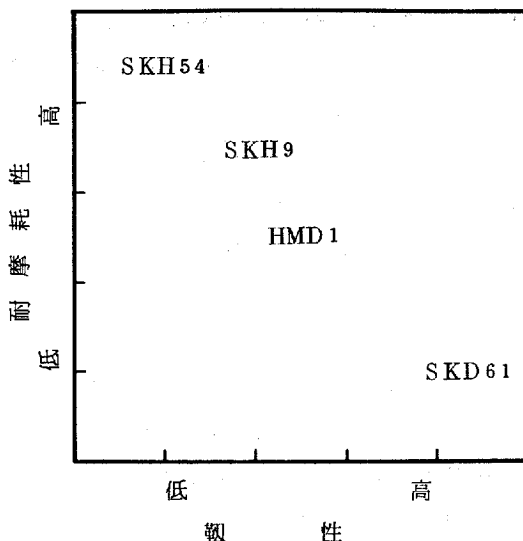


図2-27 被削材として用いた材料の靱性および耐摩耗性の一般的概念図

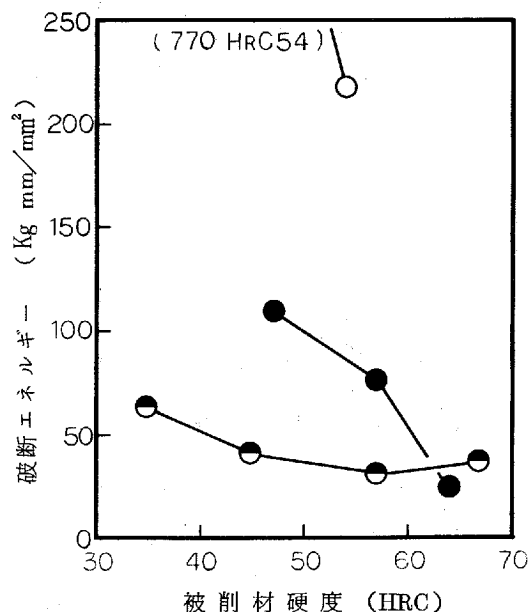
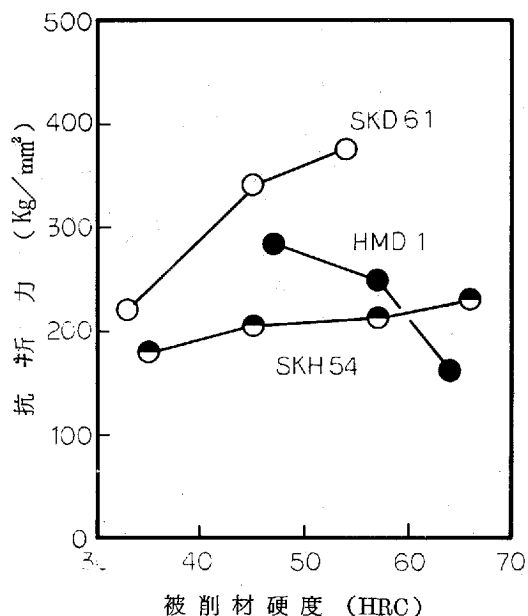
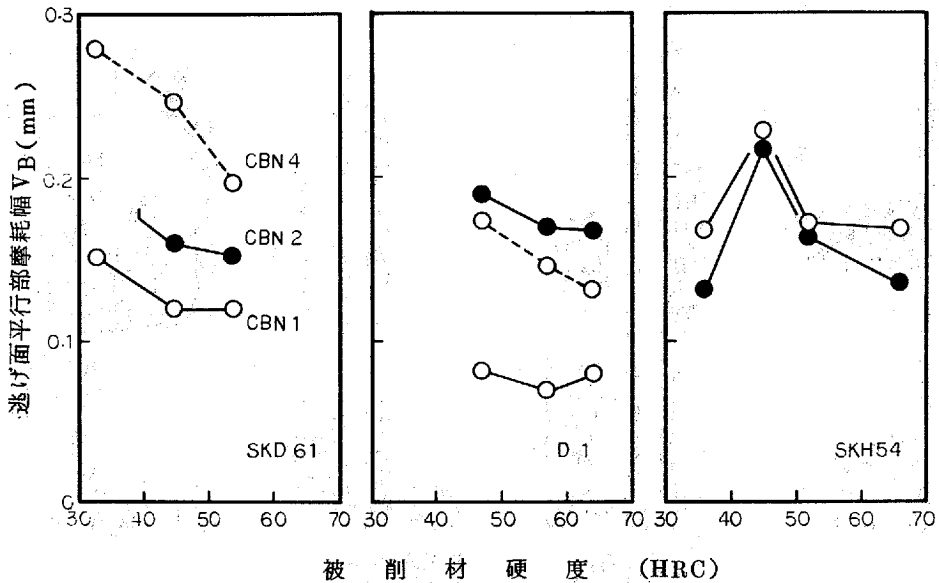


図2-28 被削材として用いた材料の抗折力および破断エネルギー



切削速度; 120m/min、切込み; 0.2mm、送り0.1mm/rev

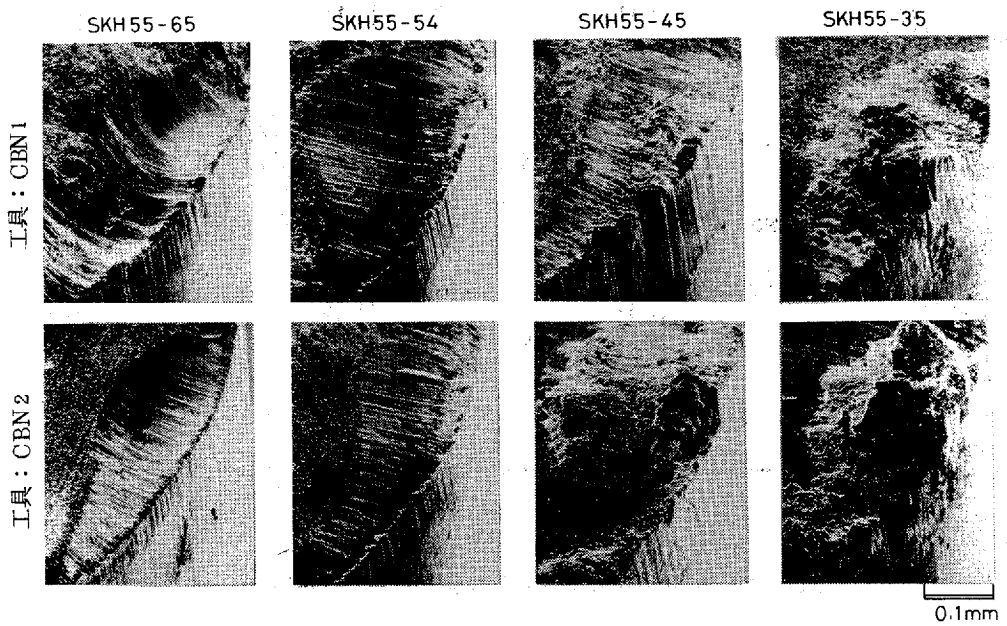
図2-29 CBN工具で 性および耐摩耗の異なる材料を5分間切削した後の工具摩耗

図2-29にSKD 61, HMD 1, SKH 54を5 min間切削した場合のCBN工具の横逃げ面摩耗幅を示す。なお同図にはCBN4の値も示しているが、これは最近開発された国産の工具である²¹⁷⁾。まずSKD 61を見ると、CBN 4, 2, 1の順に摩耗が小さくなっている。またこの材種においてもやはり被削材硬度の上昇とともに工具摩耗は減少する傾向を示している。

なお、HRC 33の場合はいずれの工具もすくい面上に剥離を生じ、正常な工具摩耗形態とはならなかった。次にHMD 1の場合は、CBN 4, 1ではSKD 61を切削した場合に比べかなり摩耗が小さくなっているのに対し、CBN 2の場合はほとんど等しいか、あるいはむしろ大きくなっている。また、SKH 54ではCBN 1の摩耗はSKD 61の場合よりも大きくなっているが、CBN 2の摩耗は他の2種の材料と大差ないようである。

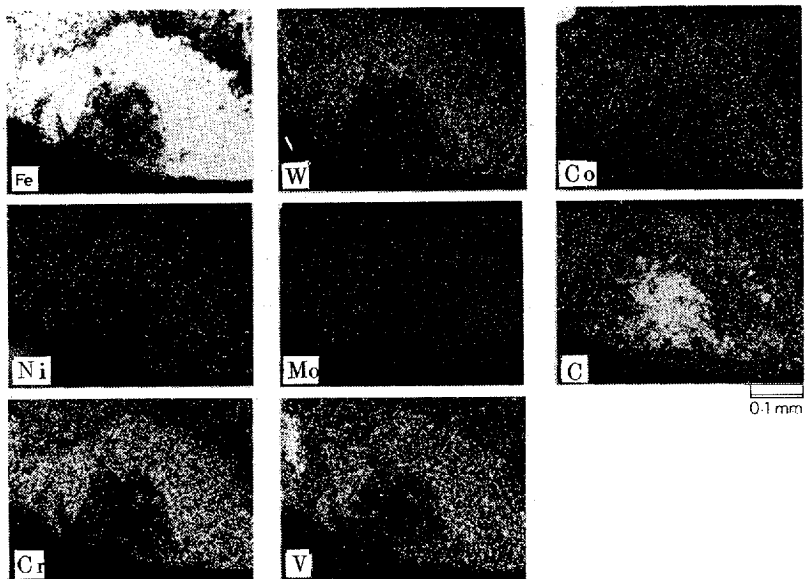
以上の結果から、CBN工具の摩耗は被削材の硬度のみでなく、靱性や耐摩耗性に大きく左右され、またその程度も工具材種により異なることがわかる。

次に、図2-30にSKH 55を切削した場合のCBN1およびCBN2の刃先部のSEM写真を示す。同写真よりHRC 45以下の材料を切削した場合は刃先部に大量の付着物が生じることがわかる。これらの付着物はSKH 9やSKH 54の場合も同様に見られたが、SK 3あるいはHMD-1などではほとんど見られなかった。そこでこの付着物について、EPMAにより成分分析を行なった。結果の一例として、SKH 55-36を切削したCBN1の場合を図2-31に示す。分析結果は、SKH 9あるいは54の場合もほとんど同様であった。同図によると工具表面にはFe・Cr・W・V・Coなどが付着していることがわかるが、これらが検出されない付着物の中央ではCが多量に検出されている。これはSKH 55に限らず他の場合についても全く同様であったが、EPMAの分析結果からだけではどのような形態でCが付着しているかは不明である。



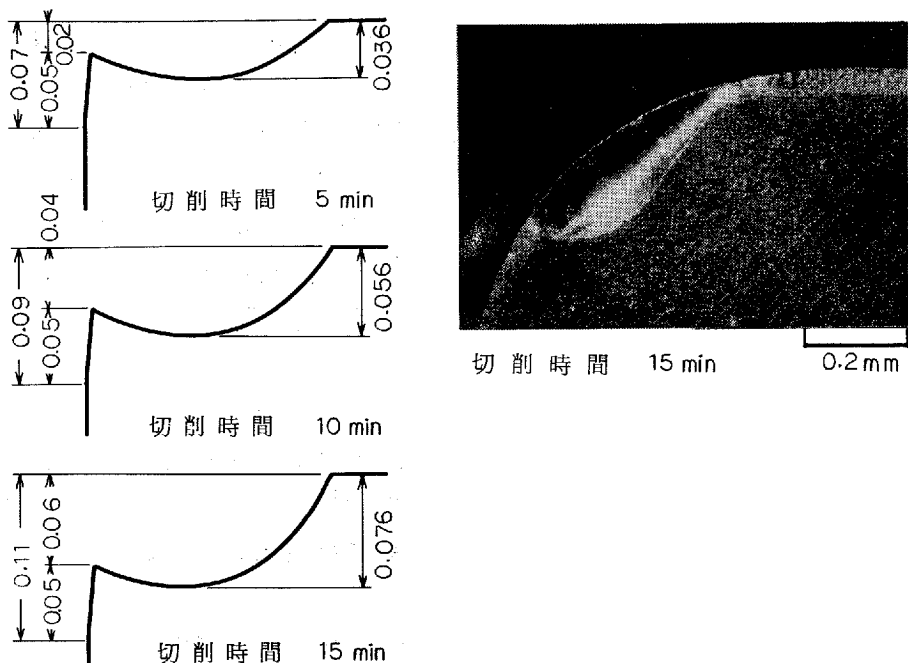
切削速度; 120m/min、切込み; 0.2mm、送り; 0.1mm/rev

図2-30 CBN工具で高速度鋼を切削した場合の工具切刃部のSEM写真



工具; CBN1、被削材; SKH55-36、切削速度; 120m/min
切込み; 0.2mm、送り; 0.1mm/rev

図2-31 CBN工具で高速度鋼を切削した場合の工具すくい面付着物のEPMAによる特性X線像



工具；CBN2、被削材；SKH55-65、切削速度；120m/min
 切込み；0.2mm、送り；0.1mm/rev

図2-32 SKH55-65を切削した場合の工具刃先形状の時間的变化

次に、高速度鋼を切削した場合の工具摩耗形態の一例を図2-32に示す。同図はCBN2でSKH55-65を15分間切削した場合のすくい面の写真と工具断面のプロフィールを切削時間の経過を追って示したものである。まず、すくい面の写真によれば、クレータ摩耗が切刃の直ぐ後方から始まっており、いわゆるランド部はほとんどない。また断面のプロフィールによれば時間の経過とともにクレータ摩耗が徐々に深くなるにもかかわらず、刃先も低下するため実質的な逃げ面の摩耗幅はほぼ一定となっている。

このため、刃先部の形状は5分間切削時と15分間切削時でほとんど変化がなく、仕上面についても極端に悪化するという傾向は見られなかった。

以上、得られた結果をまとめると、

- ① CBN工具の摩耗は被削材の硬度のみでなく、靱性や耐摩耗性に大きく左右され、またその程度も工具材種により異なる。
- ② 前記の摩耗特性はCBN粒子自体の特性ではなく、工具の製造法すなわちCBN粒子の焼結機構に依存した性質と考えられる。
- ③ CBN工具で高速度鋼を切削した場合、被削材が低硬度時においては工具すくい面上にCを主体とした付着物が多量に付着する。また、高硬度時にはクレータ摩耗が発達し工具切刃が低下するが、実質的な逃げ面摩耗幅はほとんど変化しない。

2.2 切削温度

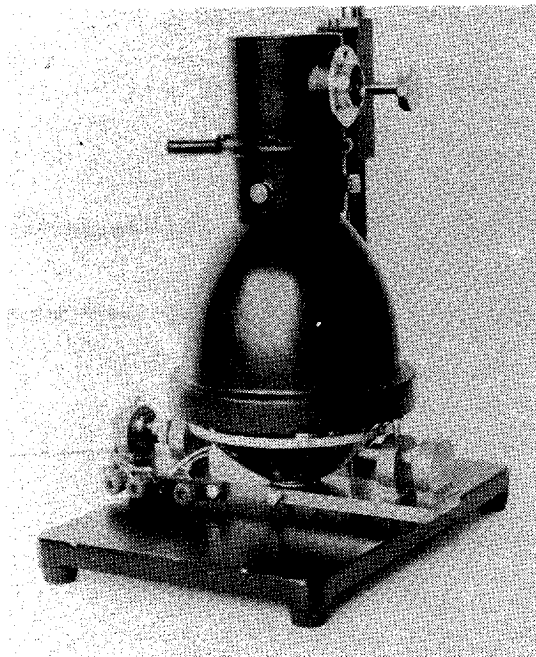
切削温度の測定はこれまでさまざまな方法が考えられているが、工具と被削材との接触面の温度を比較的正確に求めたい場合、熱電対を利用する方法が用いられる。この場合、①工具と被削材を熱電対として用いる方法（工具-被削材間熱電対法）。②工具表面に熱電対素線、例えば白金線やコンスタンタン線などを露出させ、被削材との間に熱電対を形成させる方法。③工具表面直下に熱電対を埋め込む方法、などが用いられる²¹⁸⁾。本実験ではこれらの方法の内、市販の工具がそのまま利用できるという点から①の工具-被削材間熱電対法を利用した。この方法によれば得られた温度は接触面の平均温度となり、温度分布についての情報は得られないが、工具摩耗との関連を巨視的に見る場合には平均温度で十分であると思われる。

2.2.1 熱起電力測定装置

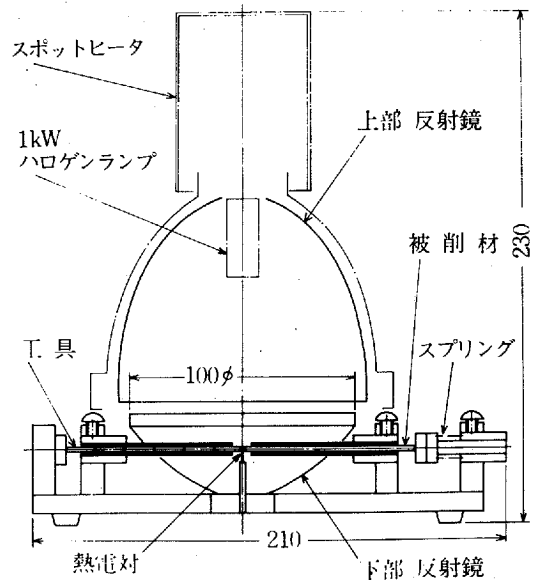
工具-被削材間熱電対法を用いる場合、温度に対して工具と被削材間の熱起電力を校正する必要がある。これまでは校正時の加熱源として、ガス加熱、電気炉、直接通電²¹⁹⁾などの方法が用いられて来たが、これらはいずれも工具と被削材をロー付けする必要や、あるいは特殊な形状をした試料が必要であるなどの欠点があった。

本実験ではこれらの欠点を除いた、市販の工具が利用出来しかもロー付けの必要のない装置を製作し校正を行なった。

図2-33に装置の外観および概略図を示す。なお同装置は原ら²²⁰⁾が発表した装置を改良したものである。加熱にはハロゲンランプを使用し、2枚の反射鏡により集光、熱源とした。熱起電力の測定は工具と被削材間



熱起電力校正装置



概略図

図2-33 熱起電力校正装置および概略図

および、工具と白金、被削材と白金間のそれぞれについて求めた。工具は市販のSNP432型 スローアウェイ工具 (12.7×12.7×4.8 t) を8分割し、つき合わせて20×80^μとした。また被削材も工具と同寸法に切り出した。較正は、工具と被削材あるいは白金線との間に温度測定用の熱電対をはさみ、両者をスプリングにより加圧接触させた。また接点以外は不要の加熱を防ぐため磁性管で覆った。なお、K種の超硬工具など、酸化性雰囲気を嫌う場合は同装置を真空器中に入れて較正を行なった。

図2-34に本装置の加熱特性の一例を示す。この装置は最大加熱で室温から1200℃まで約12秒程度と、加熱速度が非常に大きいことが特徴である。またこのため、リード線引出し点(冷接点)の温度上昇はほとんど無視できる。

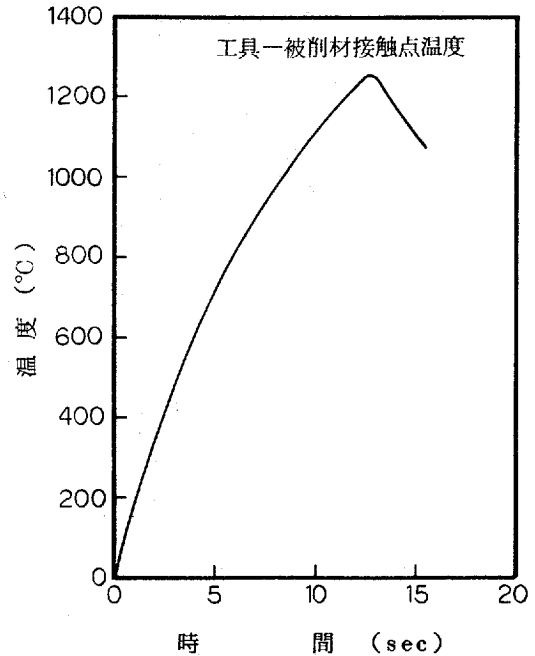


図2-34 熱起電力較正装置加熱温度特性 (最大加熱速度の場合)

2.2.2 各種工具の熱起電力特性

超硬工具あるいはサーメット工具は炭化物をメタルバインダにより焼結した工具である。このため熱起電力特性は組成により異なるのは言うまでもないが、焼結状態によっても異なると考えられ、超硬工具については結合層であるCoの格子定数により起電力が左右されるという報告²²¹⁾がなされている。したがって工具-被削材間熱電対法を用いる場合は実際に切削温度の測定に用いた工具そのもので熱起電力の較正を行なう必要が

表2-20 実験に使用した工具

| 工 具 | 組 成 (%) | | | | | |
|-----------|--------------------------------------|-----|-----|-----|----|----|
| | WC | TiC | TaC | Co | Ni | Mo |
| GR20 | 92 | — | — | 8 | — | — |
| S2 | 85.5 | 12 | — | 7.5 | — | — |
| 超 硬 ST13 | 68.5 | 15 | 12 | 7.5 | — | — |
| TH10 | | | | | | |
| ST10P | | | | | | |
| サーメット T3 | 1 | 57 | 1 | — | 12 | 10 |
| N308 | 12 | 38 | 7 | — | 16 | 8 |
| セラミック HC2 | Al ₂ O ₃ + TiC | | | | | |
| CBN CBN1 | セラミック (TiN) バインダ | | | | | |

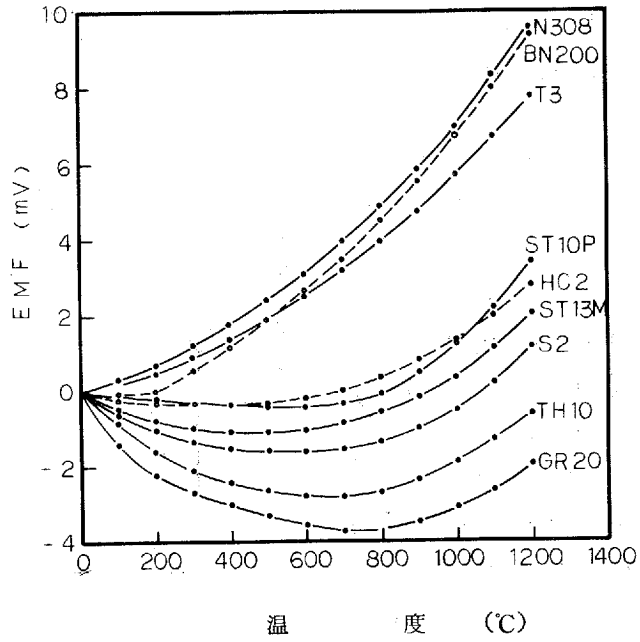


図 2-35 各種工具の白金に対する熱起電力

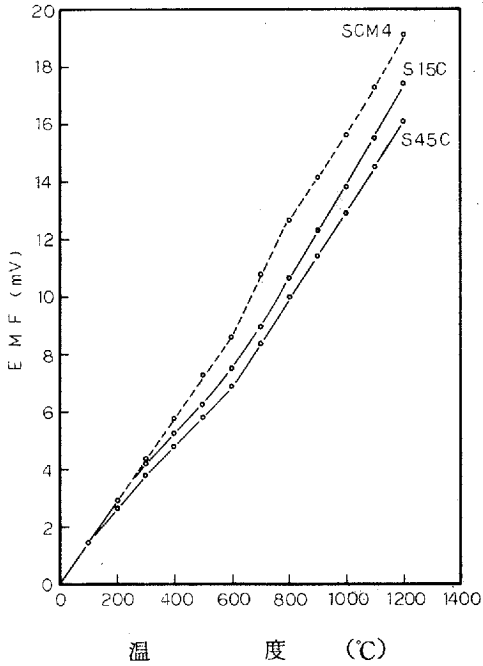


図 2-36 被削材の白金に対する熱起電力

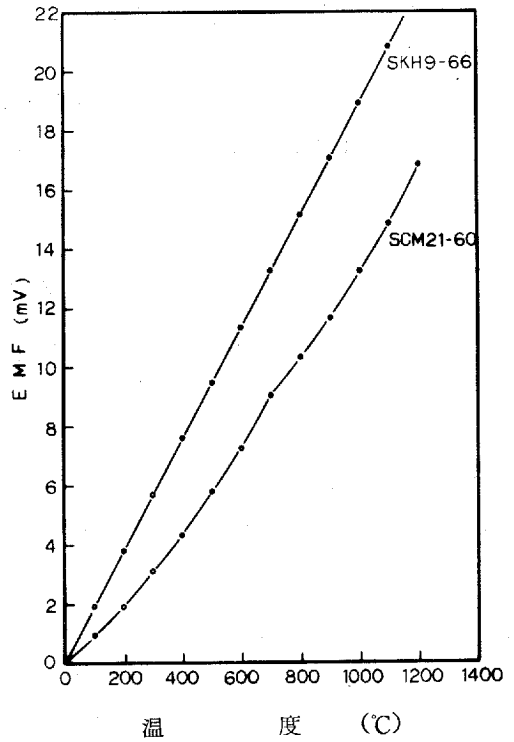


図 2-37 浸炭焼入鋼および高速度鋼の白金に対する熱起電力

ある。本項ではこのような観点から実際に温度測定に使用した工具と同一ロットの市販の工具および特別に調整した組成の工具の熱起電力を測定し、各工具の特徴を調べた。

表 2-20 に使用した工具を示す。表中 GR 20, S 2, ST 13 M は特別に調整した超硬工具で、TH 10, S T 10 P はそれぞれ K 10, P 10 に相当する市販の超硬工具である。T 3, N 308 はそれぞれ炭化物系のサーメット工具である。また HC 2 は TiC 入りセラミック工具、CBN 1 は TiN バインダの CBN 工具であるが、両者とも良好な電気伝導性を有し、熱起電力の測定が可能であったため較正を行なった。

図 2-35 に各工具の白金に対する熱起電力を示す。まず、超硬工具について見れば、いずれも 500~700°C を頂点とした下に凸の曲線で示されており、この傾向は WC 以外の異種炭化物が少なくなるほど、また Co 含有量が増加するほど強くなっている。次にサーメット工具については、超硬工具とは異なり、温度の上昇とともに起電力も増加している。また TiC 入りセラミック工具は超硬工具とはほぼ同様の傾向を示す。さらに CBN 工具についてはサーメット工具と類似の傾向を示している。被削材については図 2-36, 37 にその一例を示す。

2.2.3 切削中の熱起電力測定法

切削中の熱起電力を測定する場合、工具と被削材を刃先を除いて絶縁する必要があるが、その他よく問題とされる^のが、

- ① スローアウェイ具を用いた場合の工具と工具ホルダ間の絶縁
- ② チップブレーカを使用した場合のブレーカの導電性
- ③ ロー付け工具を使用した場合のロー付け部におけるシャンクと工具間の熱起電力

などであるが、これらはいずれも熱起電力測定時に誤差の原因となる。また CBN 工具についても、市販の工具は超硬ペースの上に CBN 焼結体が貼付けられた構造となっているため、同様の問題が生じる。

図 2-38 はこれらの場合の測定回路の模式図およびその等価回路である。

図において

- E₁ : 工具と被削材間の熱起電力
- E₂ ~ E_{n+1} : 工具と工具ホルダ間の熱起電力
- R₁ : 測定器の内部抵抗
- R₂ : 工具の内部抵抗
- R₃ : 工具ホルダの内部抵抗

である。なお、被削材とリード線および工具とリード線との間の熱起電力は補正可能であるため除いてある。

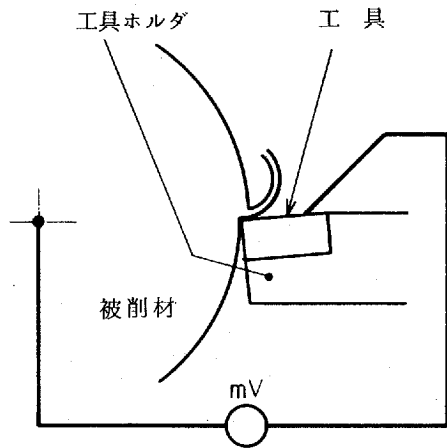
ここで回路電流を図のようにとると、測定される起電力 E_x は

$$E_x = IR = \frac{E(R_2 + R_3) + (E_2 - E_{n-1})R_2}{(R_2 + R_3) + \frac{1}{R_1}(n-1)R_2R_3}$$

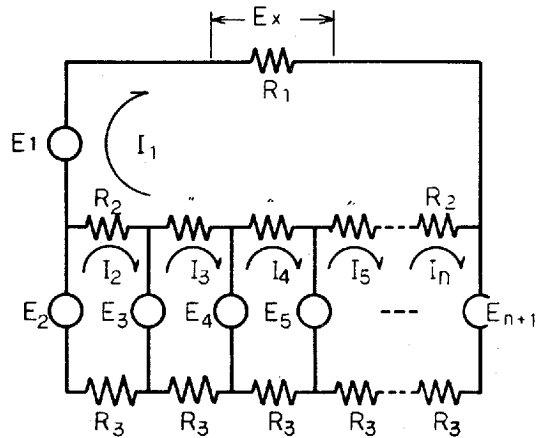
となる。ここで

$$R \gg (n-1)R_2R_3$$

とすれば



測定回路



等価回路

図2-38 工具ホルダにより生じる熱起電力誤差

$$E_x = E_1 + \frac{R_2}{R_2 + R_3} (E_2 - E_{n+1})$$

となり、測定される値 E_x は $R_2 (E_2 - E_{n+1}) / (R_2 + R_3)$ の誤差を含む。したがって、切削中に工具温度が上昇し、ホルダとの接触部において温度差が生じる場合は誤差の原因となる。

そこで本実験では、工具と工具ホルダ間をセラミック板およびマイカ板を用いて絶縁し、またチップブレードはセラミック製のものを使用した。なおCBN工具の場合は市販のままの工具では超硬ベースによる誤差が考えられるため、実験ではセラミックベース上にCBN焼結体を接着剤を用いて貼付けたものと、市販のままの工具の2種を使用し、比較した。しかし両者による結果は切削開始後10秒程度ではほとんど同一となった。これは切削初期においてはCBN層と超硬ベース間にあまり差が生じないことおよび、図2-35にも示したように、CBN層と超硬との間の起電力が室温～100℃付近まではほぼ0であるためと考えられる。

図2-39に熱起電力測定回路を示す。起電力の測定にはペン書レコーダ（渡辺測器製、MC 6602-3 ZS型 入力抵抗1MΩ、ペン速度1mm/S）を使用した。また同図に示されている補償回路は工具からのリード線引出し点における起電力を補償する回路²²²⁾である。

図2-40に超硬P10種、TiC入りセラミックおよびCBN工具の切削中における起電力の測定例を示す。同図より、起電力の変動幅を考慮に入れても非常に良好な測定結果が得られていることがわかる。

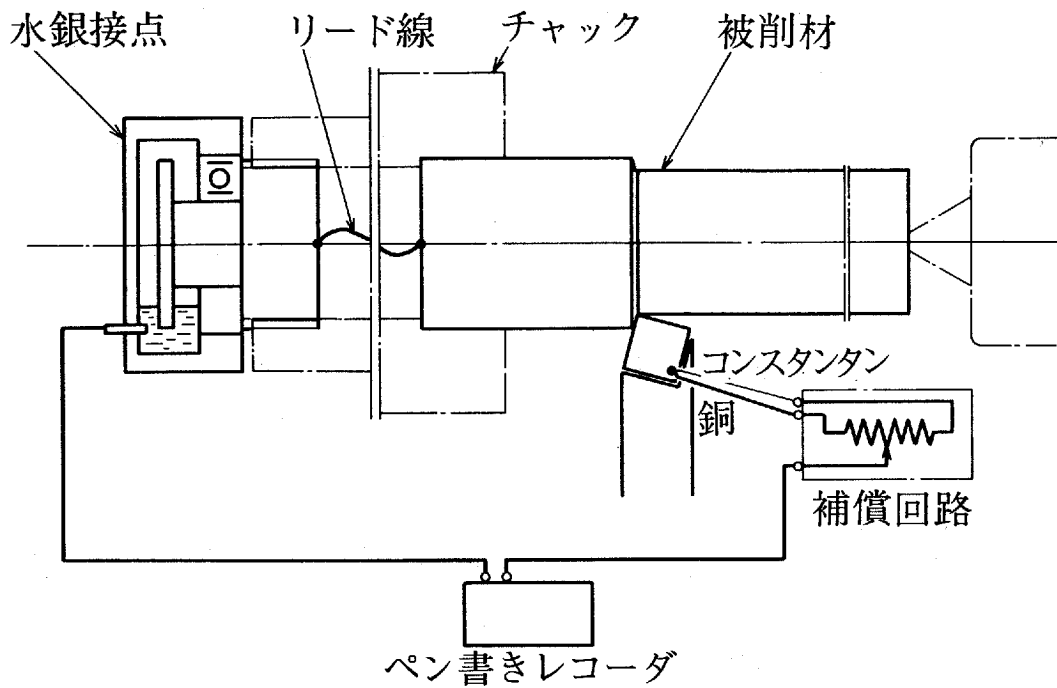
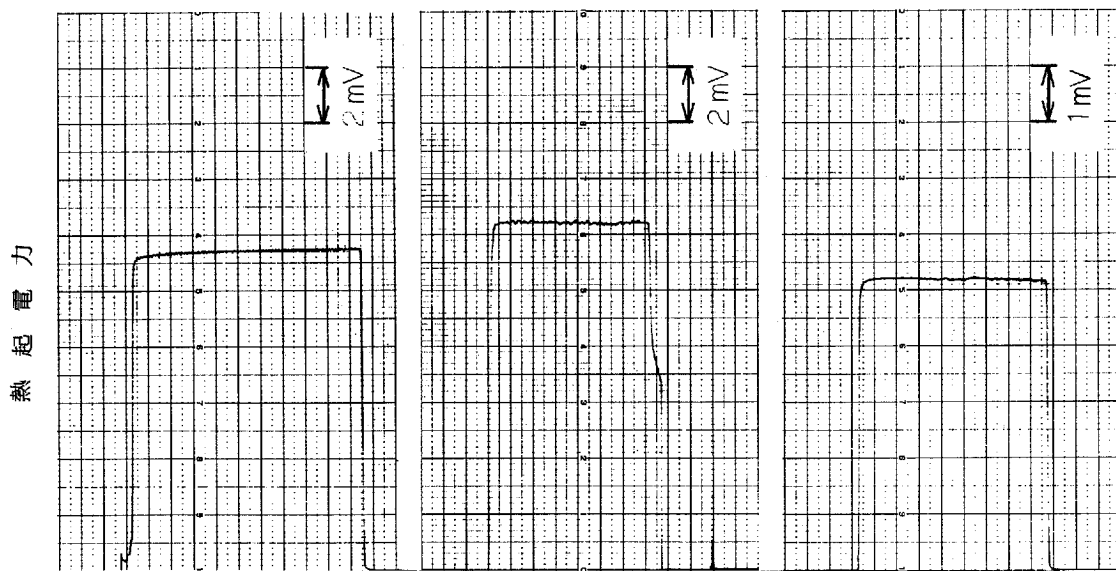


図2-39 熱起電力測定回路模式図



| | | | |
|-------|------------|------------|-----------|
| 工 具 | 超硬P10 | セラミックHC2 | CBN1 |
| 被 削 材 | S45C | S45C | SKH54 |
| 切削速度 | 300m/min | 300m/min | 120m/min |
| 切 込 み | 2.0mm | 2.0mm | 0.2mm |
| 送 り | 0.25mm/rev | 0.25mm/rev | 0.1mm/rev |

図2-40 超硬、セラミックおよびCBN工具の切削時における測定された熱起電力の例

2.2.4 通常の切削条件における各種工具の切削温度

1) 超硬工具

工具-被削材間熱電対法による超硬工具の切削温度はこれまで数多くの例が報告されている²²³⁾。本項では硬度および強度の異なるS 15 C, S 45 C, SCM4を切削した場合および、強度はほぼ同一であるが、含有する非金属介在物の異なる2種の鋼材を切削した場合の切削温度について実験した結果を示す。

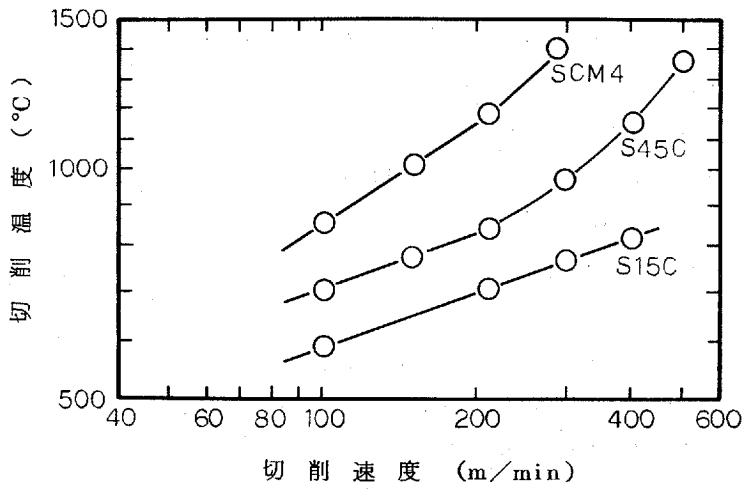
表2-21に使用した被削材の化学成分および硬度を示す。工具にはP 10種およびP 20種を使用した。

表2-21 被削材化学成分および硬度

| 被削材 | 化 学 成 分 (%) | | | | | | | | | | | 介 在 物 | | | 硬 度 HB |
|--------|---------------|-----|------|------|------|-----|-----|------|---------|------|------------------|--------------------------------|------|--|-----------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Ca | Al | SiO ₂ | Al ₂ O ₃ | CaO | | |
| S 15 C | .15 | .15 | .50 | .009 | .013 | .08 | | .05 | | | | | | | 111 |
| S 45 C | .46 | .26 | .75 | .02 | .02 | | | .12 | | | | | | | 167 |
| SCM4 | .40 | .20 | .75 | .02 | .02 | | | 1.05 | Mo = .2 | | | | | | 325 |
| C | .52 | .30 | 1.12 | .013 | .03 | .01 | .01 | .03 | .001 | .002 | .031 | .008 | .001 | | 208 |
| H | .46 | .29 | .94 | .012 | .024 | .02 | .01 | .02 | | .002 | .014 | .002 | .003 | | 193 |

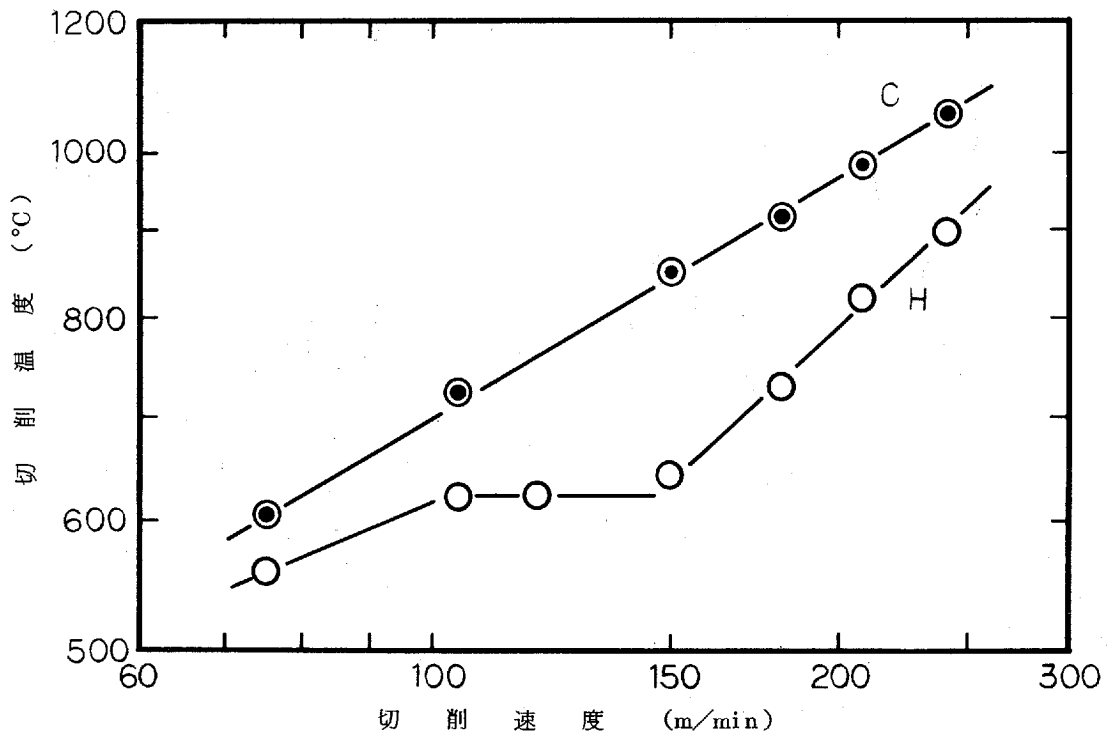
まず、図2-41にS 15 C, S 45 C, SCM4を切削した場合の切削温度を示す。同図より明らかなように切削温度はS 15 C, S 45 C, SCM4の順に高くなっており、被削材の硬度や強度に大きく左右されることがわかる。

また非金属介在物による影響については図2-42のような結果となる。同図より鋼材Hはこれまでに見られた鋼材に比べ切削温度の上昇傾向が非常に異なっていることがわかる。表2-21の化学成分によるとHはCaOが0.003%と、Cに比べかなり多く、いわゆるCa脱酸鋼に近い含有量となっている。また切削実験によればHを切削した場合は150 m/min以下ではクレータ摩耗は発生せず、すくい面には厚さ10 μ m以上の付着物が観察された。したがってこの鋼種Hにおける切削温度の低下はすくい面に形成された付着物層によるものと考えられる。



工具; ST10P 切込み; 1.0 mm 送り; 0.21 mm/rev

図2-41 超硬P10種で各種被削材を切削した場合の切削温度



被削材; S45C相当、工具; P20、切込み; 1.0mm、送り; 0.1mm/rev

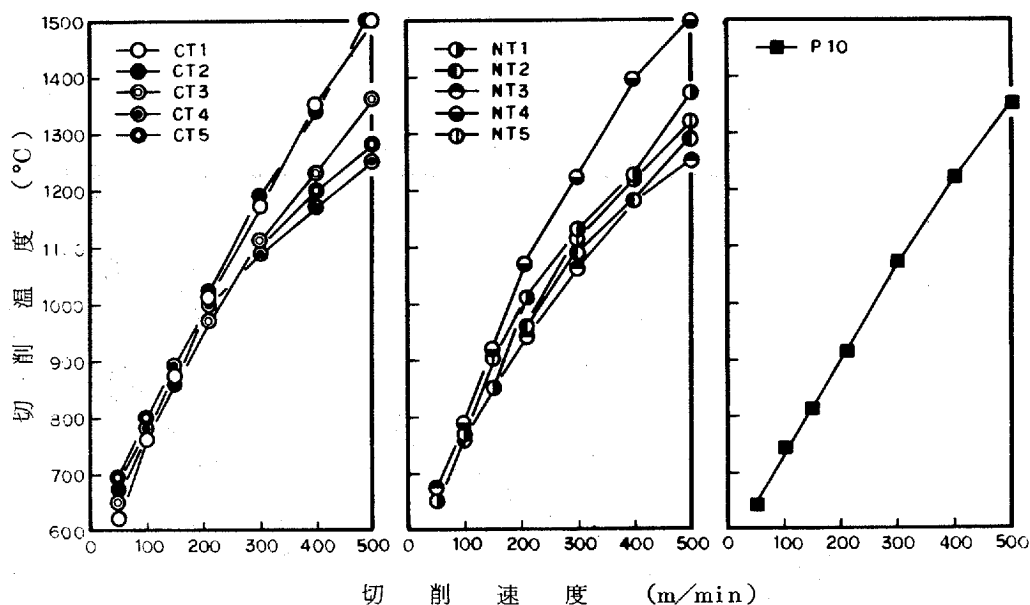
図2-42 非金属介在物量の異なる同一強度材を切削した場合の切削温度の相異

2) サーメット工具

現在市販されているサーメット工具は非常に多種にわたり、個々の工具で切削性能が大きく異なることはすでに述べたが、切削温度についても工具間でかなり差があると思われる。サーメット工具の切削温度についてはこれまであまり報告されていないが、窒化物系サーメット工具は炭化物系サーメット工具に比べ高い熱伝導性を有するため、切削温度も低く現われる²²⁴⁾という報告がなされている。

本項では2.1.2.8) で用いた各種サーメット工具の切削温度を調べた。図2-43に得られた結果を示す。まず炭化物系について見れば、切削速度210 m/min付近までは工具間であまり差がないのに対し、これを越えると除々にその差が大きくなっている。

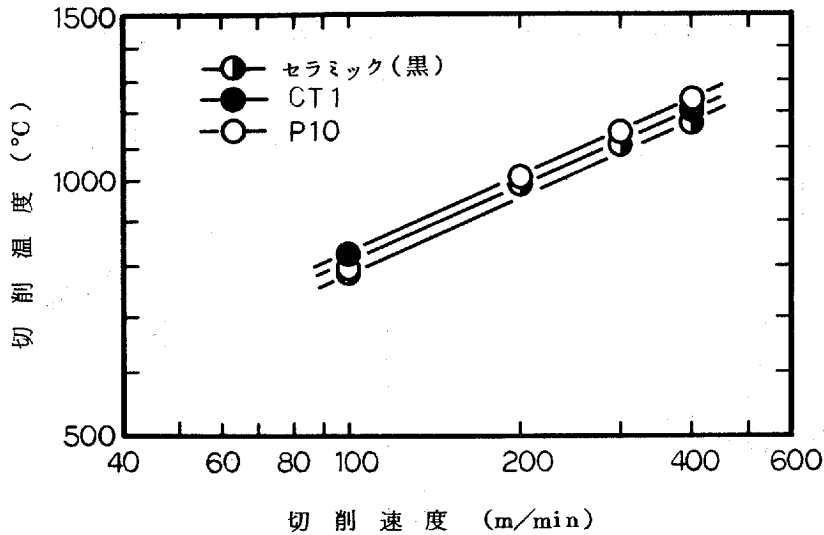
一方窒化物系工具については100~150 m/min付近まではほとんど同一温度となるが、それ以降高速になるにつれ工具間の差が大きくなっている。なお、炭化物系工具と窒化物系工具という比較は、それぞれの系内での工具間の温度差がかなりあることから、市販の工具で見るとあまり意味がないことがわかる。なお各工具間の温度差については、高温における工具間の熱伝導率の差や、高速切削時における工具と被削材との溶着性などが影響しているものと考えられる。



被削材; S45C、切込み; 1.0mm、送り; 0.21mm/rev
 図2-43 普通炭素鋼S45Cを切削した場合の各種サーメット工具の切削温度

3) TiC入りセラミック工具

現在市販されているセラミック工具は、 Al_2O_3 を主体とした純アルミナ系セラミック工具(Al_2O_3 99%以上)と、 Al_2O_3 にTiCを20~40重量%添加したメタルセラミック工具の2種に大別出来る。なお、 Al_2O_3 とTiCの密度はそれぞれ Al_2O_3 3.97, TiC 4.25 g/cm^3 ²²⁵⁾とほぼ等しいため体積%でもほぼ同程度となる。したがってTiCの分布状況によっては電気伝導性を有することも十分に考えられ、本実験に用いたセラミック工具では、図2-40にも示したように、切削時における熱起電力の測定が可能であった。



被削材; S45C 切込み; 2.0mm 送り; 0.25mm/rev

図2-44 TiC入りセラミック工具による切削温度

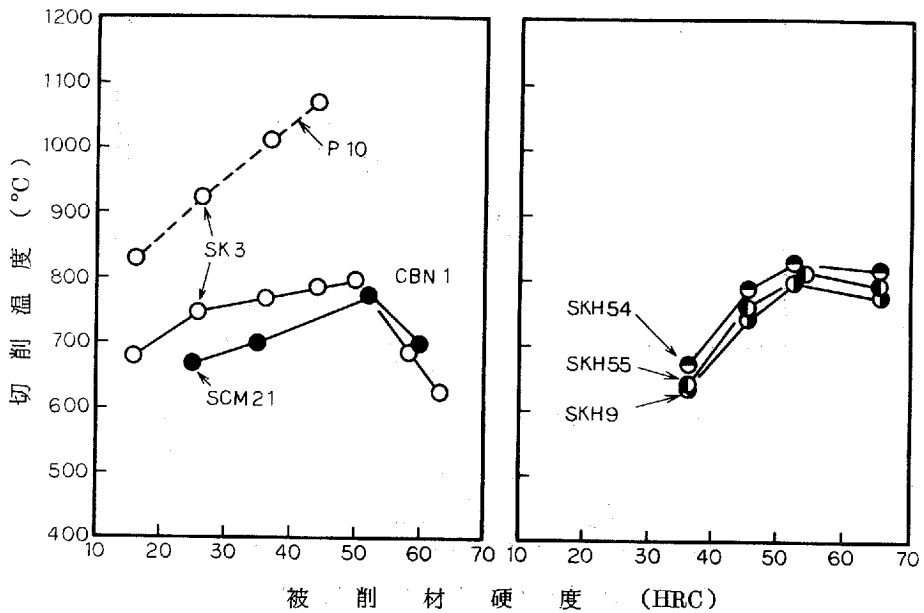
図2-44に得られた切削温度を示す。なお同図には参考として超硬P10種およびサーメット工具CT1の結果も示した。同図よりTiC入りセラミック工具の切削温度は超硬P10種あるいはサーメット工具とほぼ同程度かあるいはむしろ低目となっている。この原因としては先にも述べた工具と被削材との溶着性などが影響しているものと考えられる。

4) CBN工具

CBN工具に関する研究はこれまで工具の切削性能、加工物の仕上面性状^{217, 226~228)}などについてなされているが、他の工具に類を見ない特異な点が幾つか指摘されている。まず切削性能に関しては、この工具の摩耗量が低硬度材切削時に極端に大きくなることに関し、Hibbs²¹⁵⁾はchemical reactionにもとづくものであろうと推定している。しかし切削温度などが不明であるとして明確な結論を得るには至っていない。また加工物の仕上面性状に関する鴻野ら²²⁸⁾の研究によれば、CBN工具による切削加工面は研削加工面に比べかなり良好であることが報告されており、加工の際の温度があまり高くない事を示している。以上の事からCBN工具による切削時の温度を知ることはさまざまな現象の解明に役立つものと思われる。

本実験では、TiNバインダを用いたCBN1を利用して切削温度の測定を行なった。CBN粒子自体は絶縁体であるが、バインダであるTiNは導体であることから、本工具は図2-40に示したように熱起電力の測定が可能である。

実験は前項で使用したSK3, SCM21, SKH9, SKH55, SKH54, SKD61およびHMD1の各材種について硬度変化による切削温度の変化を調べた。



切削速度；120m/min、切込み；0.2mm、送り；0.1mm/rev

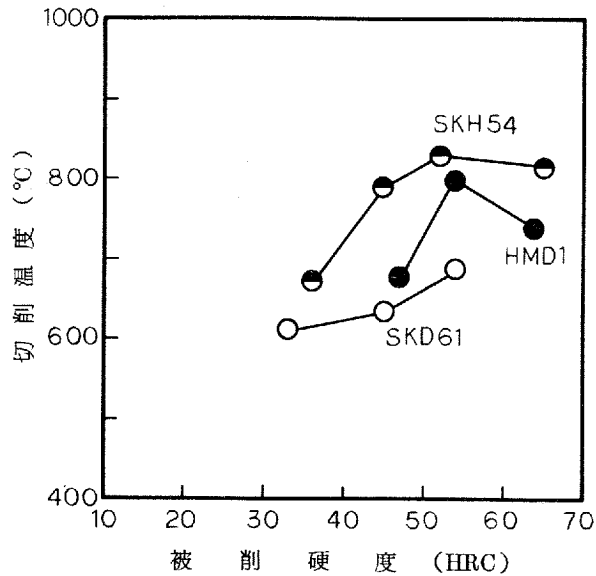
図2-45 CBN工具により高炭素鋼および高速度鋼を切削した場合の切削温度

図2-45に高炭素鋼（SCM21は浸炭焼入れ）および高速度鋼を切削した場合の切削温度を示す。

SK3の場合は比較として超硬P10種による温度も示してあるが、超硬工具に比べCBN工具の切削温度はかなり低くなっていることがわかる。またCBN工具の場合、被削材硬さがHRC50付近を境としてそれ以上硬度が上ると切削温度がかえって低下する傾向が見られる。これはSK3、SCM21のみでなく高速度鋼あるいは金型鋼についてもほぼ同様の傾向が見られた。なお、HRC50以下の領域における高炭素鋼と高速度鋼の切削温度を比較した場合、高炭素鋼では硬度の上昇に対する温度の増加が比較的緩やかであるのに対し、高速度鋼ではこれがかなり急となっている。

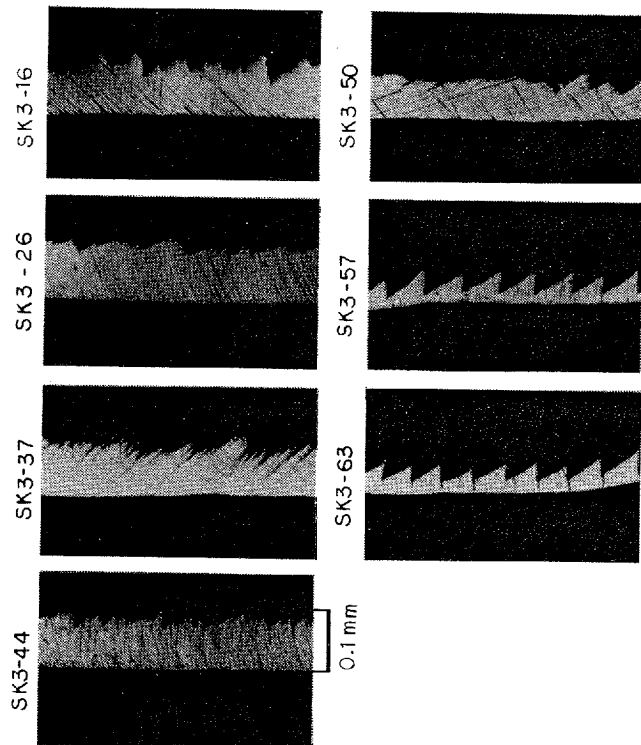
次に図2-46は特に被削材の靱性および耐摩耗性の差が切削温度におよぼす影響を調べたものである。同図より被削材のマクロな硬度が同一であっても耐摩耗性の高い、すなわち含有する炭化物の硬度が高くしかも多い材料ほど、切削温度も高くなることがわかる。

被削材硬度がHRC50を越えたときに生じる切削温度の低下を検討するために、被削材の硬度変化による切りくず形態の変化と、SK3の硬度変化による引張強度および引張破断エネルギーの変化を調べた。結果をそれぞれ図2-47、2-48に示す。まず切りくずの形態については、低硬度時には流れ型であった切りくずが、HRC50を越すと鋸歯状に変化していることがわかる。このような高硬度材切削時における鋸歯状切りくずについての研究はこれまであまりなされていないが²²⁷⁾、低硬度材切削時における鋸歯状切りくずについては²²⁹⁾、①被削材の延性が低く、流れ形切りくずを作るだけのひずみに耐えられない場合、切りくず表面にクラックが生じ、鋭い三角波形をもつ鋸歯状切りくずが発生する。②その切りくずが受けるひずみの平均値は当然流れ型切りくずの場合より小さいから、その平均厚さは薄く、切削抵抗も小さい。その程度は被削材の延性（せん断破断ひずみ）が減るほど著しい。といわれている。これらはいずれも切削温度を低下させる要



$v=120\text{m}/\text{min}$ $d=0.2\text{mm}$ $s=0.1\text{mm}/\text{rev}$

図2-46 CBN工具により韌性および耐摩耗性の異なる材料を切削した場合の切削温度



工具; CBN1、切削速度; $120\text{m}/\text{min}$ 、切込み; 0.2mm 、送り; $0.1\text{mm}/\text{rev}$

図2-47 被削材の硬度変化による切りくず形態の変化

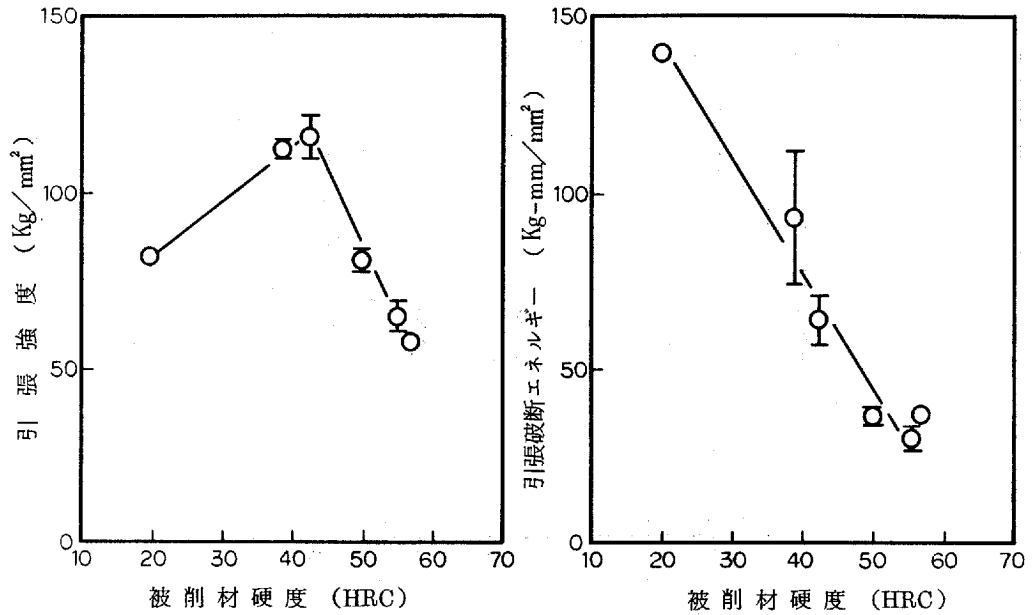


図2-48 熱処理したSK3の引張強度および引張破断エネルギー

因となり得るものである。また図2-48によれば、引張強度は硬度の上昇と共に増加するが、ある点を境にそれ以降は逆に低下する傾向を示し、引張破断エネルギーは硬度の増加とともに連続的に低下する傾向を示すことがわかる。

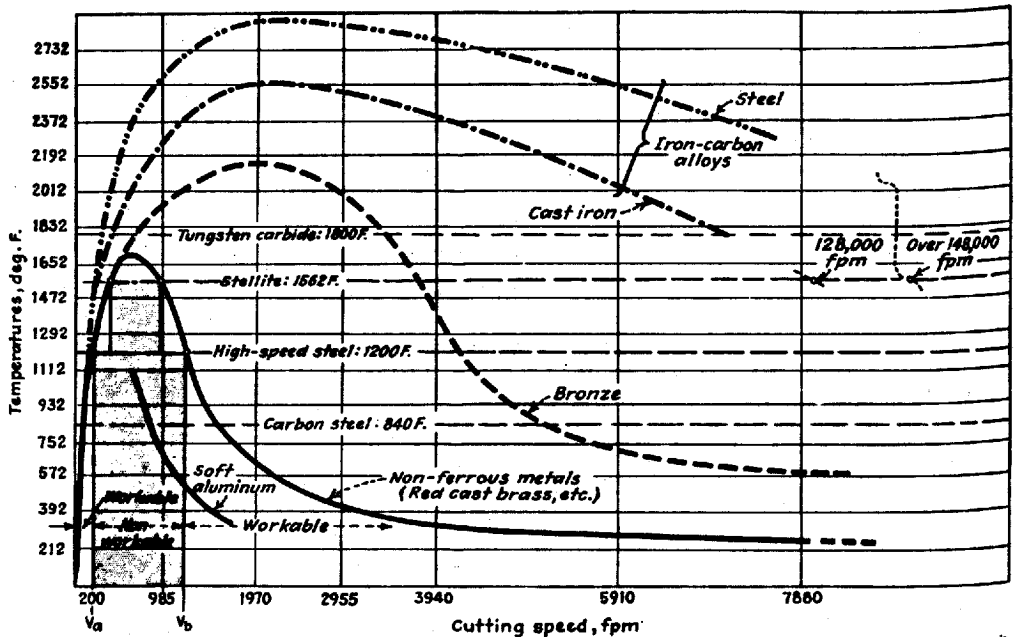
以上のことから、生成される切りくずの形態に関してつぎのように考慮することができる。まず、被削材の硬度が相対的に低い場合には、剪断領域における変形は材料に延性があるために塑性変形が主体となり（切りくずは流れ形となる）、切りくず生成に必要なエネルギーは被削材の硬度の上昇とともに増大する。一方被削材の硬度がある限度以上高くなると、材料の延性が低下するため、剪断領域における変形は局部的なすべりが主体となり（切りくずは鋸歯状となる）。切りくず生成に必要なエネルギーは図2-48のように被削材硬度の上昇とともに低下していく。以上のような切りくず生成に必要なエネルギーの変化が図2-45の被削材硬度による切削温度の変化を生じさせたものと考えられる。

2.2.5 1000 m/min を越える高速連続切削時の切削温度

切削速度の増加は加工能率や被削材の仕上面あらさなどを向上させる点で有効な手段であり、非鉄系金属例えば銅やアルミニウム合金については数 100 ~ 1000 m/min を越える切削速度が推奨されている²³⁰⁾。また鉄系金属を対象としたものについても 1990 年代には切削速度は 1800 m/min にも達するであろうとの予測もなされている²⁰⁵⁾。

このような高速切削域における切削温度については、Salomon がフライス切削によって得たと言われている図 2-49 の切削速度-温度線図がある²⁸¹⁾。同図は高切削速度になると切削温度が低下することを示しているが、その後 H. Opitz ら²³²⁾がこの現象を確認するための実験を行なった結果では図 2-49 に対しては否定的な見解が強いようである。また田中ら²³³⁾は 1000 ~ 8000 m/min で鋼に対し超硬工具とセラミック工具を用いて摩擦実験を行ない、摩擦面の詳細な観察から 1000 ~ 8000 m/min の速度域では切削速度の上昇とともに切削温度も上昇すると述べている。以上のように高速連続切削における切削温度については明確な結論が得られていないのが現状である。しかしながら図 2-49 の検証は今後の工具および工作機械を考える上で非常に重要なことと思われる。

本項では、連続切削で 1000 m/min を越える速度における切削温度を測定し図 2-49 の妥当性を検討した。



Temperatures generated in cutting various metals at various surface speeds were plotted by Salomon in his 1931 patent as shown here (converted to English measure). Cast red brass, for example, is unmachinable with HSS

at surface speeds between 200 and 1100 fpm, with Stellite at speeds from 300 to 975 fpm, according to Dr. Salomon's original curves. Dashed lines are estimated only; further research is needed to establish accurate data

図 2-49 Salomon の切削速度-切削温度線図 (Tangerman)

1) 実験方法

実験には2.1節で述べた11KW無段変速機付施盤を使用した。実験条件を表2-22に、被削材の化学成分およびブリネル硬度を表2-23に示す。工具には超硬P10種およびTiC入りセラミック工具を使用した。被削材は普通炭素鋼S35C、青銅鋳物BC7、アルミニウム合金鋳物2Bを使用し、形状は $800\phi \times 50l$ とした。したがって可能な最大切削速度は約1800m/minとなった。

表2-22 切削実験条件

| | | |
|---------|---|----------------------|
| 工 具 | ; | P10 HC2 (TiC入りセラミック) |
| 被 削 材 | ; | S35C, BC7, 2B |
| 切 削 速 度 | ; | 100~1800m/min |
| 切 込 み | ; | 0.5mm |
| 送 り | ; | 0.1mm/rev |
| 工 具 形 状 | ; | -5、-5、5、5、15、15、0.8 |

表2-23 被削材化学成分および硬度

| | | | | |
|------|---|------------------------|---|--------|
| S35C | ; | | ; | HB 159 |
| BC7 | ; | 88Cu - 6Sn - 4Zn - 2Pb | ; | 72 |
| 2B | ; | 91Al 3Cu 6Si | ; | 72 |

2) 工具-被削材間熱起電力

図2-50に実験に使用した工具および被削材の白金に対する熱起電力を示す。銅合金BC7およびアルミニウム合金2Bはそれぞれ1000および600℃付近で溶解したためそれ以上の起電力は得られていないが、これらはいずれもS35Cとはほぼ同傾向の起電力変化を示すことがわかる。なおS35Cと工具については1200℃まで較正を行ったが、それ以上の温度については外挿により求めた。

3) 実験結果

まず、図2-51に切削開始直後に得られた熱起電力の例を示す。図より、超硬工具の場合は800m/minではかなり安定した熱起電力が得られているのに対し、1200m/minでは非常に不安定となっていることがわかる。一方セラミック工具の場合は1500m/minにおいても熱起電力は非常に安定であり、切削が安定して行なわれていることを示している。

種々な切削速度に対して得られた切削温度を図2-52に示す。同図より、いずれの場合も明らかに切削速度の上昇とともに切削温度も増加している。また、銅合金およびアルミニウム合金はいずれもS35Cに比べ切削温度はかなり低いことがわかる。なおアルミニウム合金の場合、切削温度が100m/minで急激に低下しているが、これは付着物の状況から考えて構成刃先によるものと考えられる。また、S35Cを切削した場合

の超硬工具とセラミック工具を比較した場合、セラミック工具の方が僅かに高い温度を示しているが、その差は大きいものではない。

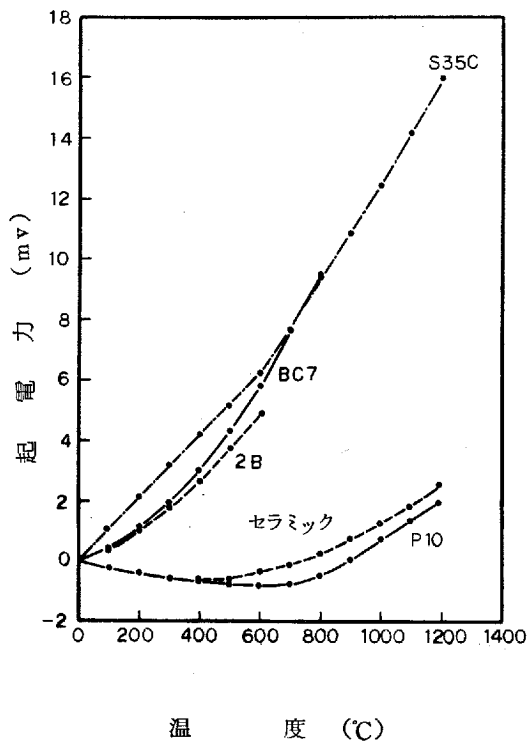


図2-50 工具および被削材の白金に対する熱起電力

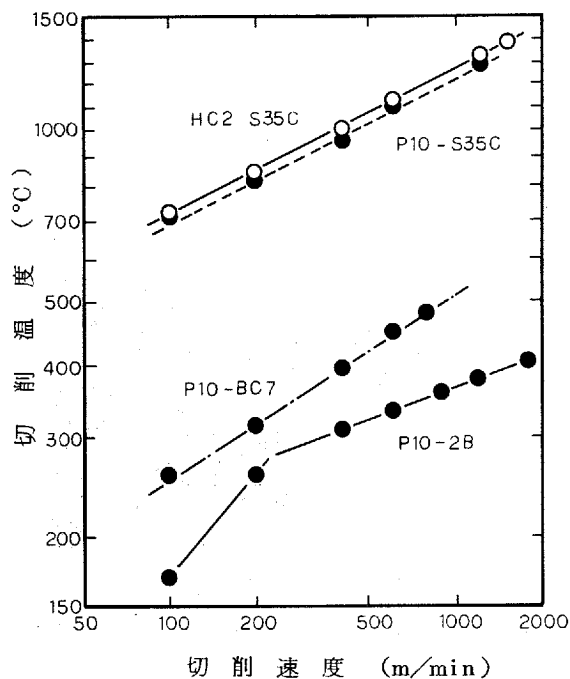


図2-52 高速切削における切削温度
切込み; 0.5mm、送り; 0.1mm/rev

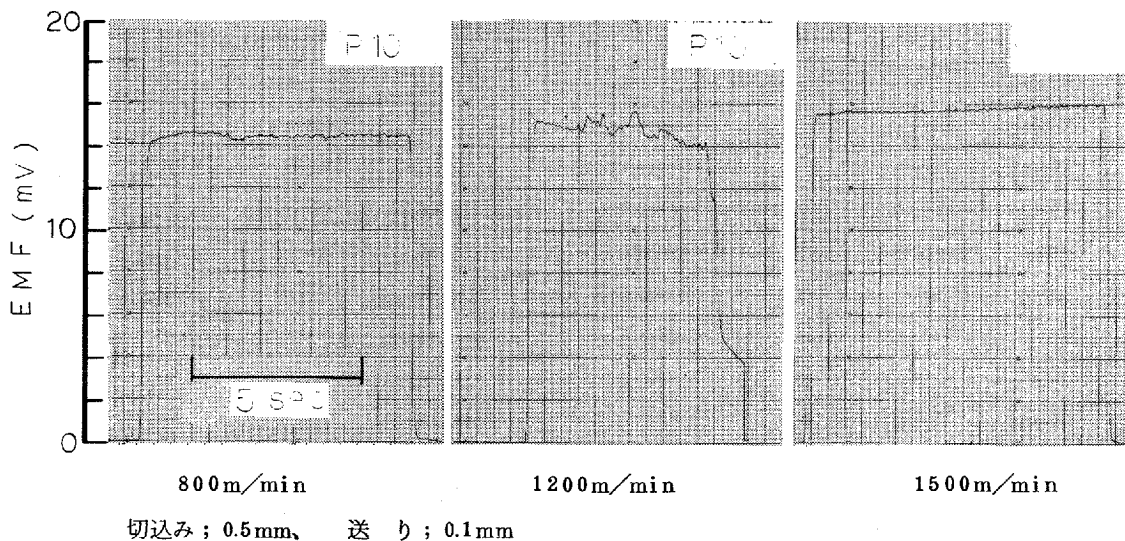
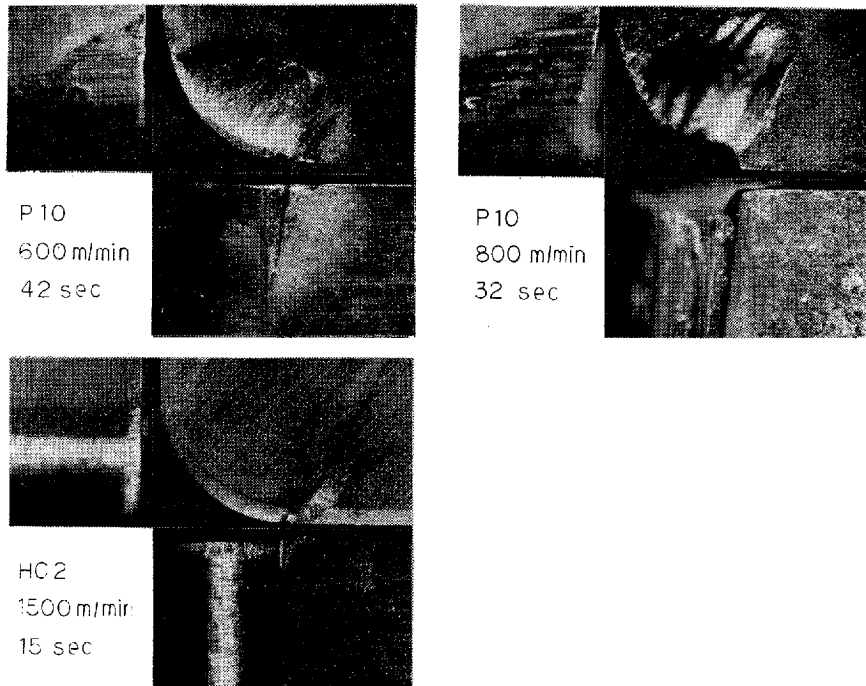


図2-51 S35Cを切削した場合の熱起電力の例
切込み; 0.5mm、送り; 0.1mm



被削材；S35C、 切込み；0.5mm、 送り；0.1mm/rev

図2-53 高速切削時における超硬およびセラミック工具の摩耗形態

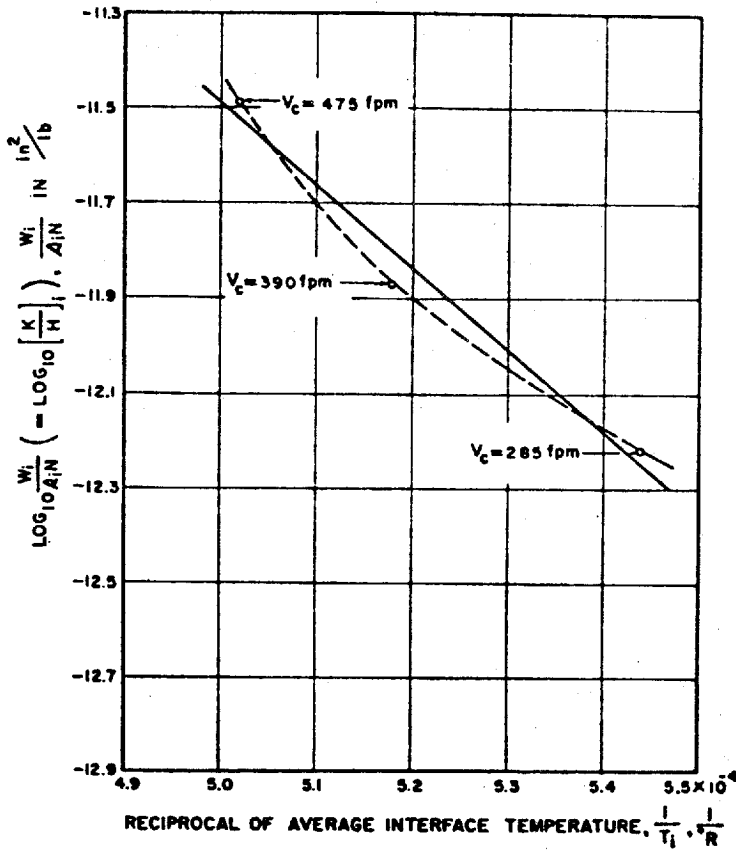
図2-53にS35Cを切削した場合の超硬およびセラミック工具の摩耗形態を示す。これらはいずれも切削速度および切削時間は異なっているが、切削距離はほぼ同一となっている。図において、超硬工具の場合は600 m/minではほぼ正常の摩耗形態となっているのに対し、800 m/minではクレータ摩耗、逃げ面摩耗とも非常に大きくなり、切刃の低下、後退が見られる。このことは切削温度が高くなった場合の現象として理解することができる。これに対しセラミック工具の場合は1500 m/minにおいてもすくい面および逃げ面とも摩耗は極く僅かで、セラミック工具が耐熱性に優れていることを表わしている。

2.3 工具摩耗と切削温度との関係

定常状態における工具摩耗は、機械的作用による摩耗と、熱的・化学的作用による摩耗に大別され、連続切削を考えた場合、前者は硬質粒子による引掻作用が主体となり、後者は工具と被削材の溶着、拡散あるいは切刃の軟化などが主体となる。したがって前者は一般に切削温度とは無関係に切削距離により左右され、一方後者は切削温度に左右される。ところで溶着あるいは拡散といった現象は熱活性化過程（速度過程）をともなう現象である。一般に知られているように、熱活性化過程における状態変化の確率Pは

$$P = A \exp \left(-\frac{Q}{kT} \right) \quad (2.1)$$

と表わされる。ここでAは頻度係数、kはボルツマン定数、Tは絶対温度、Qは活性化エネルギーである。工具の摩耗に関しても、溶着・拡散が主体となるような速度域においては、確率Pを摩耗率、温度Tを切削温度と



工 具 ; 超硬S種、被削材 AISI 4015

送 り ; 0.00623 in/rev

工具形状 ; 0、6、7、7、10、0・0015

Wi / Si ; 単位摩擦距離当りの摩耗体積

N ; 工具表面に作用する垂直力

図 2-54 摩耗率 $W_i / (S_i \cdot N)$ と切削温度の関係

(Trigger、Chao)

した場合、(2・1) 式の関係が成立することは比較的古くから知られており、超硬工具に関してはさまざまな検討がなされている。

Trigger、Chao²⁸⁴⁾ はすくい面摩耗について、熱活性化過程を考慮に入れた Holm の確率式から

$$\frac{W}{Nt - V_c \cdot t} = C \cdot \exp\left(-\frac{E + E'}{KQ}\right)$$

の関係を導びき、図 2-54 を得た。ここで、W=摩耗体積、Nt=接触面の荷重、Vc=切りくず速度、t=切削時間、E+E'=活性化エネルギーである。

また北川ら²³⁵⁾はやはりHolmの確率式から出発して上式と同一の式を導き、図2-55を得ている。

一方、Cook²³⁶⁾は単位時間当りのクレータ摩耗進行速度から図2-56を得た。彼は同図に見られるように、摩耗と温度の関係を2本の直線で近似し、高温側における活性化エネルギーはWC中のCの拡散の活性化エネルギーに相当することから、高温域における摩耗はWCからCが切りくずへ拡散することによりWCが分解されるためであろうと推定している。

さらに、竹山ら²³⁶⁾は逃げ面摩耗に関し図2-57を求め、1200°K以下では単位摩擦距離当りの摩耗量は温度に無関係すなわち、機械的摩耗による影響が強いが、これ以上の温度においては逃げ面摩耗量は切削温度に影響されることを示した。また彼は摩耗進行速度と切削温度との関係から摩耗の活性化エネルギーとして約80 kcal/molの値を得、これは鉄中における重金属の活性化エネルギーに相当することを指摘した。

以上のように、高速切削における工具摩耗と切削温度との関係には次の2通りの考え方がある。すなわち、

- ① 工具の摩耗はHolmの確率を基盤とした摩擦距離に依存する凝着摩耗である。
- ② 工具の摩耗は拡散摩耗であり、摩擦距離ではなく、拡散速度に依存する。

本研究では高速切削域における摩耗は②の拡散摩耗が主体であると考え、工具の摩耗速度としては図2-58に示す v_c で表わされる速度を考えることとした。なお、(2.1)式は単位時間、単位面積当りの確率を示すが、ここでは V_B あるいは K_T の増加により工具と被削材あるいは切りくずの接触面積が増大しても、実用的な工具寿命範囲においては拡散摩耗におよぼす(2.1)式のA、T、Qは一定であるとした。

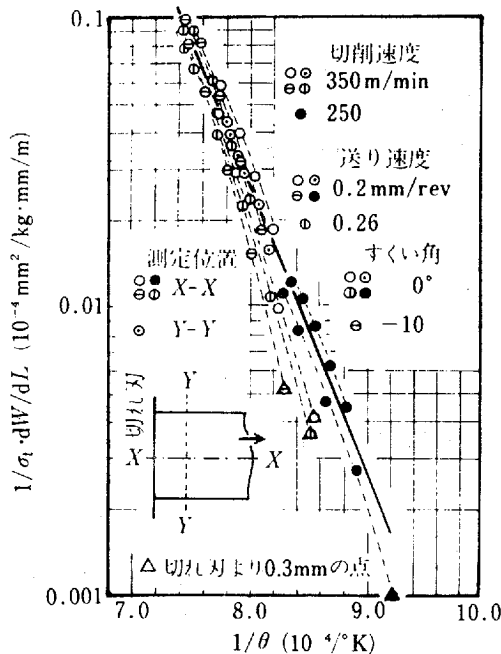


図2-55 摩耗率 $1/\sigma_t \cdot dW/dL$ と温度の関係(北川、白樫、白井)

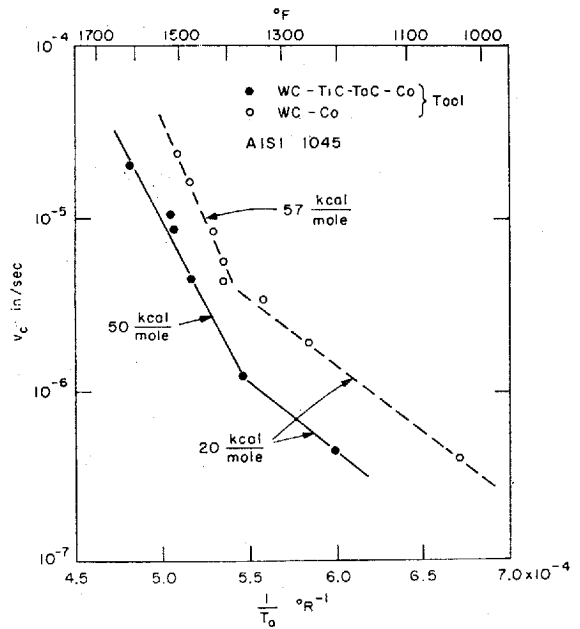
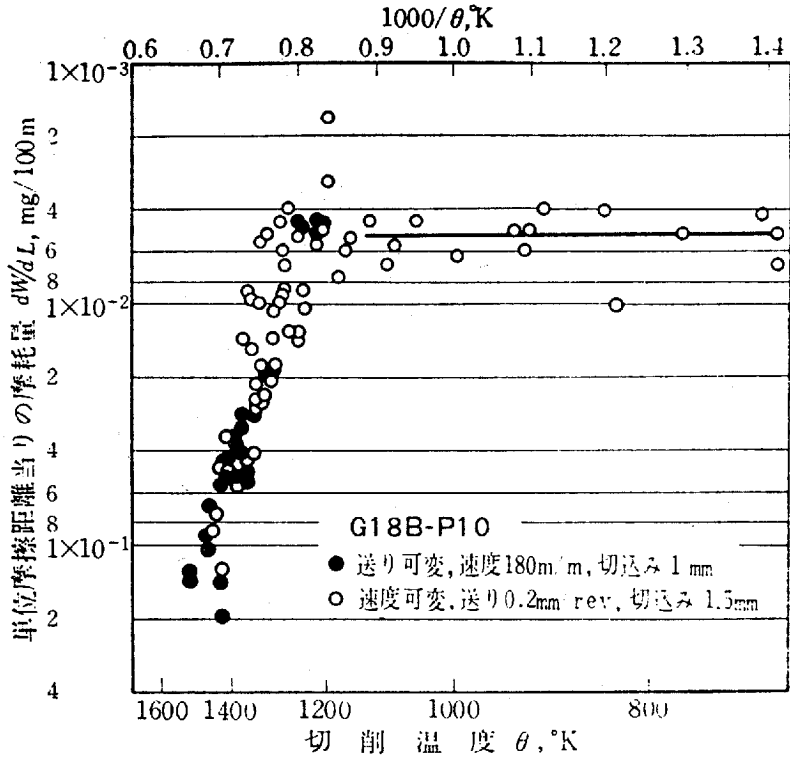


図2-56 WC-Co系および複炭化物系超硬工
でAISI 4340を切削した場合



工具 ; P10、 被削材 ; G18B

工具形状 ; (0、15、6、6、15、15、0.5)

図2-57 単位摩擦距離当たり摩耗量と切削温度(竹山、村田)

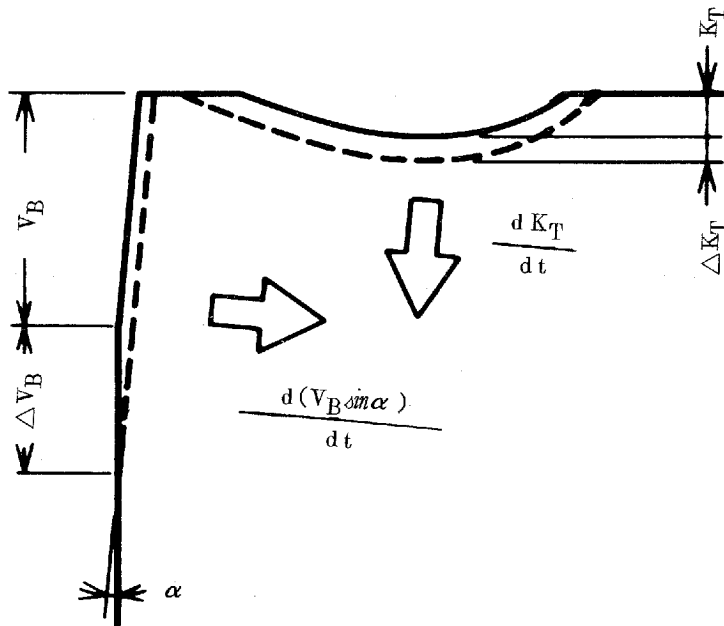
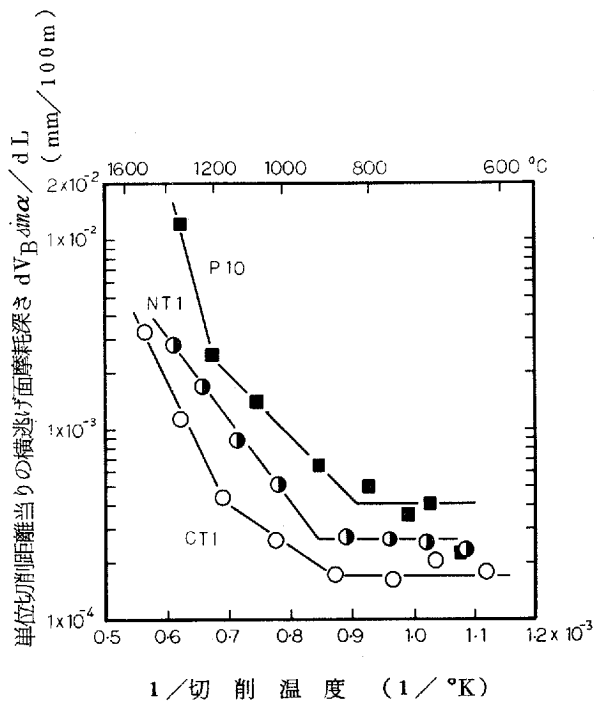
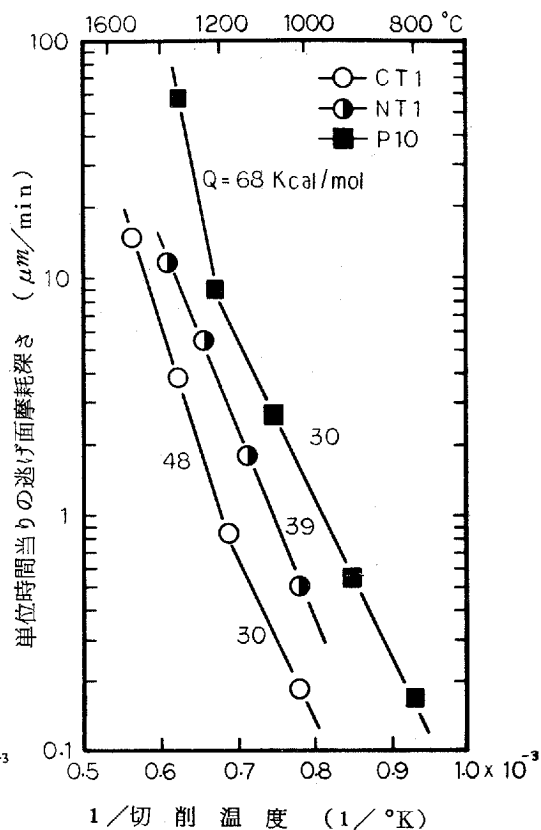


図2-58 逃げ面およびすくい面の摩耗進行速度模式図



被削材；S45C、切込み；1.0mm
送り；0.21mm/rev

図2-59 超硬およびサーメット工具の切削温度に対する単位切削距離当りの横逃げ面摩耗深さ

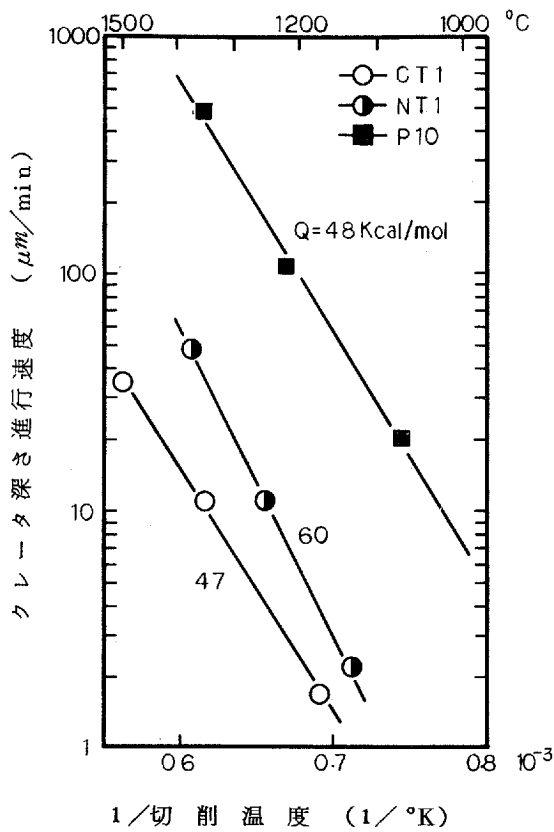


被削材；S45C、切込み；1.0mm
送り；0.21mm/rev

図2-60 機械的摩耗を除いた単位時間当りの横逃げ面摩耗深さ進行速度と切削温度との関係

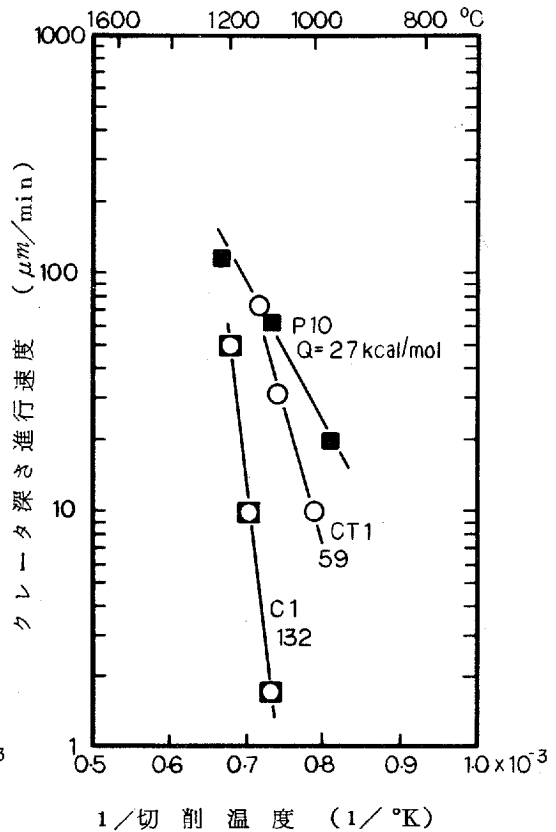
以上の仮定のもとで、本項ではこれまでの切削実験の結果から、超硬、サーメットおよびセラミック工具について、切削温度に対する摩耗進行速度を求め、熱的摩耗の発生開始温度や、熱的摩耗領域における摩耗の活性化エネルギーを求めた。

図2-59に超硬P10種と炭化物系および窒化物系サーメットCT1、NT1の単位切削距離当りの横逃げ面摩耗進行速度を示す。同図より逃げ面摩耗進行速度は、切削温度に無関係な領域と、切削温度の上昇とともに摩耗速度も増加する領域に分れることがわかる。後者の領域がいわゆる熱的摩耗の支配している領域であり²⁸⁶⁾同図は超硬、サーメット工具のいずれも熱的摩耗が800~900℃を境に発生し始めていることを示している。ところで図2-59は切削速度を変化させることにより切削温度を変化させて得られた図である。ここで低温域における機械的摩耗に注目すれば、CT1を例にとると100m切削当り0.17μmの摩耗が生じている。この機械的摩耗が高温域においても一定であると仮定すれば、高温域における摩耗からこの機械的摩耗を除いた値



被削材；S45C、切込み；1.0mm
送り；0.21mm/rev

図2-61 クレータ深さ進行速度と切削温度との関係



被削材；S50C、切込み；2.0mm
送り；0.25mm/rev

図2-62 S50Cを切削した場合のクレータ深さ進行速度と切削温度との関係

が熱的摩耗となる。図2-60は機械的摩耗を除いた、単位時間当りの逃げ面摩耗の進行速度を示したものである。図には直線の傾きから求めた摩耗の活性化エネルギーも示してある。同図によると超硬、サーメットのいずれもほぼ同程度の活性化エネルギー（30～70 kcal/mol）を示すことがわかる。

また、超硬およびサーメット工具のすくい面摩耗に関しては、クレータ深さ進行速度と切削温度との関係は図2-61のようになる。なおクレータ摩耗については低温度ではほとんど発生しないことから機械的摩耗によるものは無視した。同図によるとクレータ摩耗の活性化エネルギーはほぼ逃げ面摩耗の活性化エネルギーに一致している。

次に、セラミック工具については、熱的摩耗の発生は一般に極く少ないと考えられているが、図2-20に示したようにクレータ摩耗が特に著しく発達する場合もある。そこで図2-20の場合のクレータ深さ進行速度と切削温度との関係を示すと図2-62のようになる。なお図には同じ被削材を切削した場合の超硬およびサーメット工具についても示してある。図より、超硬およびサーメット工具については図2-61の場合とは

ほ等しい活性化エネルギーを示しているのに対し、セラミック工具では約 130 kcal/mol となりこれらの 2 倍近い値を示していることがわかる。

以上のことから、超硬およびサーメット工具については逃げ面およびすくい面ともほぼ同程度の摩耗の活性化エネルギーを示し、セラミック工具についてはこれらよりもかなり高い活性化エネルギーを示す場合があることがわかる。

2.4 結 論

本章においては、超硬、コーティング、サーメット、セラミックおよびCBN工具について切削実験を行ない各工具の摩耗特性を調べた。また上記の各工具について切削温度を測定し工具摩耗との関係を求めた。さらに、超硬およびセラミック工具により 1000 m/min を越える高速切削を行ない、普通炭素鋼、銅合金、およびアルミニウム合金について切削温度を測定した。得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) 超硬工具による炭素鋼の切削においてはTiC添加の複炭化物系工具はWC-Co系工具に比べ著しく摩耗が少ないが、鋳鉄の切削においてはTiC添加の効果は認められず、Co含有量の低い工具ほど摩耗も小さい。またCo含有量の高い工具で鋳鉄を切削した場合、逃げ面にもクレータ状の摩耗が発生し、付着した切りくず中に工具より離脱した炭化物粒子が認められる。さらに工具から付着物へのCo、Cの拡散も認められる。
- (2) 超硬工具の熱的摩耗は平均切削温度で 800 ~ 900°C で発生する。熱的摩耗領域においては工具摩耗進行速度と切削温度との間に熱活性化過程（速度過程）の関係が成立し、摩耗の活性化エネルギーを求めると逃げ面およびすくい面のいずれについても 30 ~ 70 kcal/mol となる。
- (3) コーティング工具による重切削においてはすくい面摩耗はコーティング層の耐摩耗性に依存し、コーティング層としてはTiC単独よりもTiC+TiNの方が優れている。一方逃げ面摩耗における見かけ上の摩耗幅は工具の高温硬度に依存する。またこの逃げ面における塑性変形は送り分力、背分力を非常に大きくするため、出来るだけこれを抑えることが望ましい。
- (4) サーメット工具は高速切削域において、炭化物系工具はV-T線図が 300 m/min 付近で折れ曲る傾向を示すのに対し、窒化物系工具は直線となる傾向を示す。また炭化物系工具は窒化物系工具に比べ前逃げ面摩耗が大きくなる。
- (5) サーメット工具の熱的摩耗は、超硬工具とほぼ同じく、平均切削温度で 800 ~ 900°C で発生し、熱的摩耗領域における摩耗の活性化エネルギーも超硬工具とほぼ同じく 30 ~ 60 kcal/mol となる。
- (6) セラミック工具において高速切削時にクレータ摩耗が著しく増大する場合があるが、この場合は熱的摩耗が原因と考えられる。
- (7) セラミック工具の熱的摩耗が著しく発達する場合の摩耗の活性化エネルギーを求めると、約 130 kcal/mol 程度となり、超硬あるいはサーメット工具に比べ非常に大きくなる。
- (8) CBN工具の摩耗は被削材の硬度のみでなく靱性或耐摩耗性（含有する炭化物の種類や量による）に依存しまたその程度も工具材種により異なるが、これはCBN粒子の焼結機構に依存した性質である。
- (9) CBN工具による切削温度は超硬工具に比べかなり低い。また、切削温度は被削材の硬度とともに上昇するが、硬度がある値を越すと温度は逆に低下する。これは被削材の強度あるいは破断エネルギーと関係があり切削温度が低下する領域においては切りくずは鋸歯状となっている。

(10) 1000 m/min を越える高速連続切削では、炭素鋼、銅合金、アルミニウム合金のいずれを切削した場合も切削温度は切削速度の増加とともに上昇し、Salomon のいわゆる「死の谷」は存在しない。

参 考 文 献

- 201) 例えば、鳴瀧則彦：工具摩耗から見た鋼材の被削性に関する研究。
- 202) 能上 進：精密機械，39，9（1973）901.
- 203) 鳴瀧則彦：機械と工具，8（1977）.
- 204) 粉末冶金技術協会：粉末冶金応用製品（IV），日刊工業，（1964）37, 60.
- 205) 岩田一明：日本機械学会誌，77, 669（1974）855.
- 206) 鈴木 寿，林 広爾，山本 勉，季 完幸：粉体および粉末冶金 23，7（1976）224.
- 207) 日本金属学会編：金属データブック，丸善，（1974）81，83.
- 208) R. Edwards. T. Raine：Plansee Seminer，（1953）232.
- 209) 貞 孟史：日本金属学会会報，17，2（1973）133.
- 210) 大野幸彦，竹山秀彦：精密機械，41，3（1975）86.
- 211) 鳴瀧則彦：昭和 52 年度精機学会秋季大会シンポジウム資料，（1977）46.
- 212) 中山 登，梶原 弘，水草 新：名古屋工業技術試験所報告，19，16 - 17（1970）57.
- 213) 精機学会切削加工専門委員会：S 45 C カルシウム脱酸鋼の被削性におよぼす硫黄含有量の影響，被削性小委員会研究報告，（1979）
- 214) 原 昭夫，矢津修示：昭和 53 年度精機学会春季大会学術講演会前刷，（1978）815.
- 215) L. E. Hibbs, M. Lee：Influence of Metallurgy on Machinability, ASM, 7（1975）363.
- 216) 吾郷瞭生：Low cost 加工講習会テキスト（精機学会中四国支部），（1979）1.
- 217) 粕川乙彦：機械技術，27，6（1979）98.
- 218) 中山一雄：切削加工論，コロナ社，（1978）64.
- 219) B. Alvelid：Annals of the CIRP 18（1970）547.
- 220) 原 昭夫，浅井 毅，野村俊雄，石塚春陽：昭和 48 年度精機学会秋季大会学術講演会前刷，（1973）27.
- 221) 大草喜太雄，北川亮三：精密機械，39，8（1973）781.
- 222) K. J. Trigger, R. K. Champbell, B. T. Chao：Transaction of ASME, 80（1958）302.
- 223) 例えば，B. T. chao, K. T. Trigger：Transaction of ASME, Aug.（1951）777.
- 224) 原 昭夫，山本考春，野村俊雄，浅井 毅：昭和 52 年度精機学会春季大会学術講演会前刷，（1977）105.
- 225) 日本金属学会編：金属データブック，丸善（1974）102.
- 226) 内田隆史，山田一夫：機械技術，27，7（1979）95.
- 227) 一柳三郎：機械と工具，10（1979）52.

- 228) 鴻野雄一郎, 西川 武ほか: 昭和 53 年度精機学会春季大会学術講演会前刷, (1978) 313.
- 229) 中山一雄: 精密機械, 43, 1 (1977) 117.
- 230) 財満鎮雄: 機械技術, 27, 10 (1979) 34.
- 231) E. J. Tanagerman : American machinist , Dec . 29 (1949) 55.
- 232) H. Opitz , J. Kob : The Tool Engineer , Jan . (1953) 35.
- 233) 田中義信, 津和秀夫, 北野昌則: 精密機械, 32, 4 (1966) 280.
- 234) K. J. Trigger , B. T. Chao : Transaction of ASME, July (1956) 1119.
- 235) 北川武揚, 白樫高洋, 白井英治: 精密機械, 42, 12 (1976) 1178.
- 236) N. H. Cook : Transaction of ASME, Nov . (1973) 931.
- 237) 竹山秀彦, 村田良司: 精密機械, 27, 1 (1961) 33.

第 3 章 各種工具と鉄・鋼との反応

超硬あるいはサーメット工具はいずれも炭素化合物を主体とした硬質粒子を鉄属金属で結合、焼結した工具であり、高速切削時の工具刃先における高温・高圧下ではこれらの工具が被削材である鉄との間に拡散反応を生じることは十分に考えられる。事実、超硬工具に関しては古くから鋼あるいは鋳鉄との間で拡散実験が行なわれ^{301)~309)}、両者間に生じる反応については詳しく調べられているが、必ずしも反応に対する見解が一致しているとは言えないようである。また、サーメット、セラミック、あるいはCBN工具については同種の実験はほとんどなされていないのが現状である。

本章ではまず、2・2節で超硬工具と鉄および鋼との反応について、工具成分、鋼中の炭素量、コーティング層、工具と鋼との間に加わる圧縮力、などが両者間の反応におよぼす影響について調べた³¹⁰⁾。次に、サーメット³¹¹⁾、セラミック、およびCBN工具³¹²⁾について鉄および鋼との間で拡散実験を行ない、これらの各工具と鉄、鋼との反応について検討した。

3.1 拡散実験装置および実験方法

実験は図3-1に示す万能強度試験機（島津製作所製、容量2 ton）に6 kwシリコニット電気炉を組み込んだ装置を用いた。装置の概略図を図3-2に示す。ピストンシリンダへの加圧は万能強度試験機のクロスレールとベースにそれぞれ固定されたSiC製加圧棒により行なった。また工具と鋼との酸化を防ぐため試料の上下面はセラミック板で絶縁した。

鋼および工具はそれぞれ接合面を1500エメリペーパーおよび4 μ mのダイヤモンドペースで研磨した後、四塩

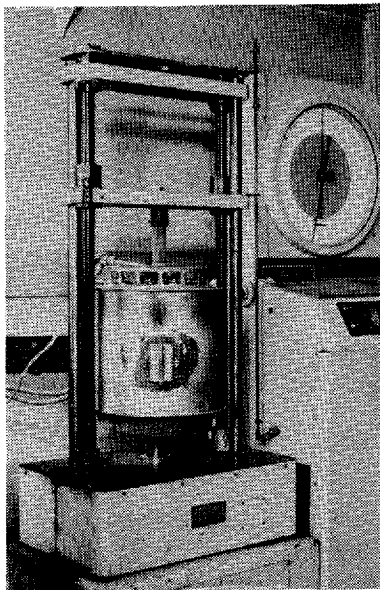


図 3-1 反応実験装置

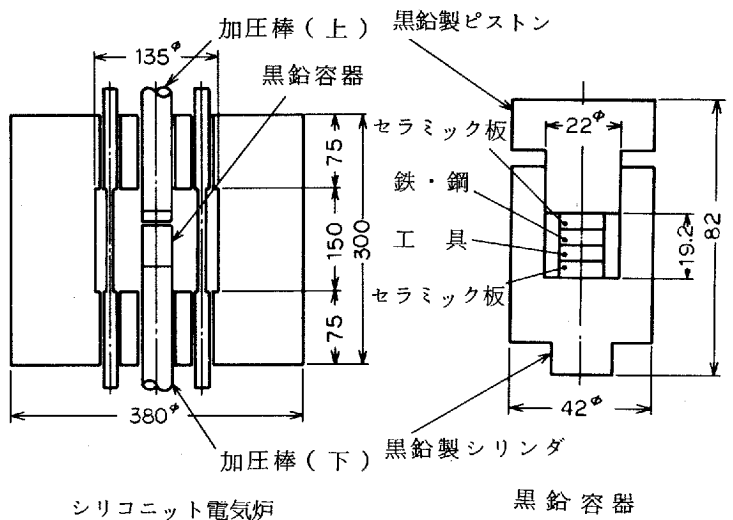


図 3-2 実験装置概略図

化炭素中で超音波洗浄を行なった。

加圧力は実験条件により適宜選んだが、加熱時間中は一定になるように調節した。

加熱を終えた試料は急冷による接合面の割れを防ぐため、黒鉛容器ごと炉外に取り出し除冷した。除冷後、試料の中央を接合面に垂直にダイヤモンドカッターを用いて切断し、切断面を金属顕微鏡試料用高速鏡面仕上げ機（小金井製作所製，SF 616型）に3000[#]のダイヤモンド砥石を取り付け研磨した。

研磨後、試料面を顕微鏡観察したが、超硬工具については（Fe・W）炭化物（ η 相）を腐食暗化させるアルカリ溶液（60% H_2O_2 と10% $NaOH$ を1:2に混合，腐食時間約2分）と，4%ナイトルによる二段腐食を行なった。また必要に応じて村上液も使用した。

拡散元素の分析には島津製作所製EMX-SM型EPMA（x線マイクロアナライザ）を使用した。分析は微小部分を調べる場合は，電子ビームをスポット状（直径2-3 μm ）とし，平均的濃度分布を求める場合は，図3-3に示すようにスポット状にしたビームを幅約100 μm に振らせた矩形ビームとした。分析条件は重金属の場合，加速電圧25 kv，試料電流0.04 μA ，時定数0.6 Sとし，軽元素の場合は適宜条件を選んだ。

なお，EPMA分析線図から拡散した元素量を必要により求めたが，これは図3-4に示す面積から算出した。

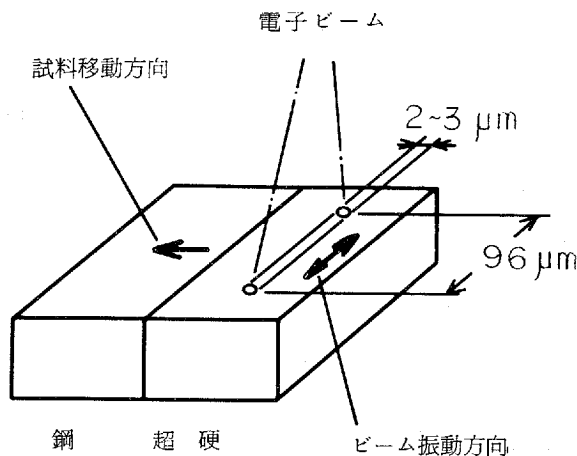


図3-3 矩形ビーム走査法

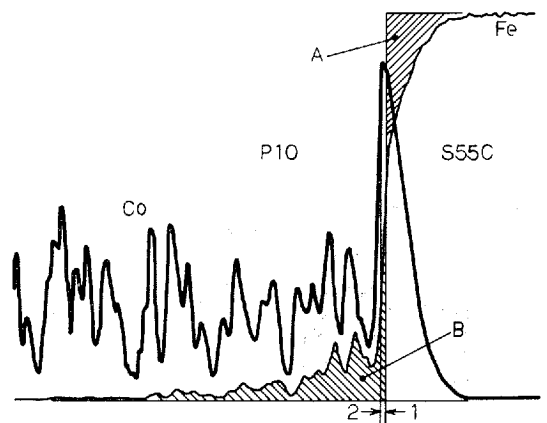


図3-4 EPMA分析線図における工具と鋼の境界および拡散した元素の量の決定法

図において，FeのS55Cから拡散流出した量Aと超硬側へ拡散流入した量Bが等しくなる線1を工具と被削材の境界と定め，AあるいはBの量を拡散した元素量とした。Coについては1の線をもとにレコーダのペンの位置のずれを考慮に入れ2の線を境界面とした。

3.2 超硬工具

本項ではまず、超硬工具と鋼との拡散反応における一般的な傾向を調べ次にこれらの反応が工具材種や鋼中の炭素量あるいは圧縮力などにより、どのように変化するかを調べた。

3.2.1 超硬工具と鋼との間に生じる反応

実験では超硬P10種を純鉄およびS15Cと反応させた。なお、鋼中の非金属介在物については、介在物が工具と鋼との接合面に存在しない限り、本実験のような静的拡散実験にはほとんど影響をおよぼさないため、これらの化学成分については以下省略する。

図3-5に超硬P10種とS15Cの境界部の顕微鏡写真を示す。図において、Aは研磨面、Bはアルカリ液による腐食面、Cはさらにナイトルにより腐食を行なった面である。同写真よりBでは境界面から超硬側に約80 μm の範囲が腐食暗化されていることがわかる。この腐食液は前述のように(Fe-W)炭化物を暗化させる液であることから、この暗化部ではS15Cから拡散流入してきたFeが工具中のWCと複炭化物を形成しているものと考えられる。次に写真CではナイトルによりS15C中のパーライトが腐食されているが境界面から約10 μm までの部分ではパーライトが消失している。また、図3-6に境界面から1mmまでのS15C中のパーライトの分布を示すが、図よりCが超硬工具からS15Cへかなりの量拡散していることがわかる。

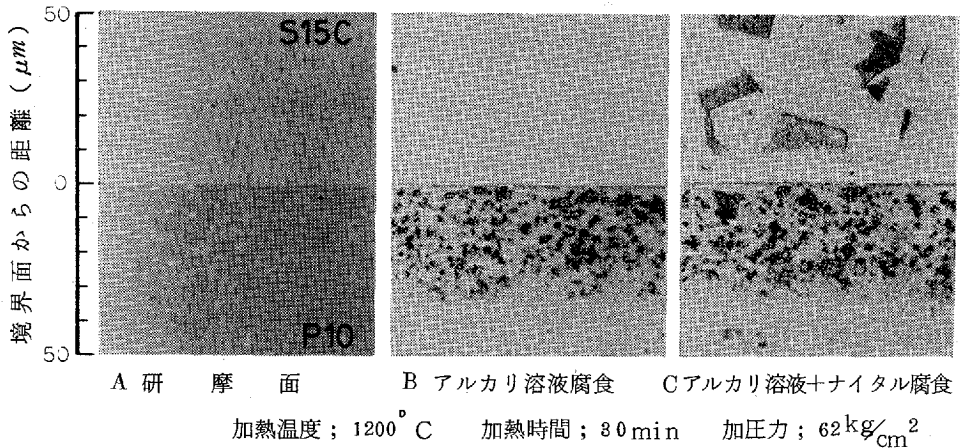


図3-5 P10-S15Cの反応における境界部の顕微鏡写真

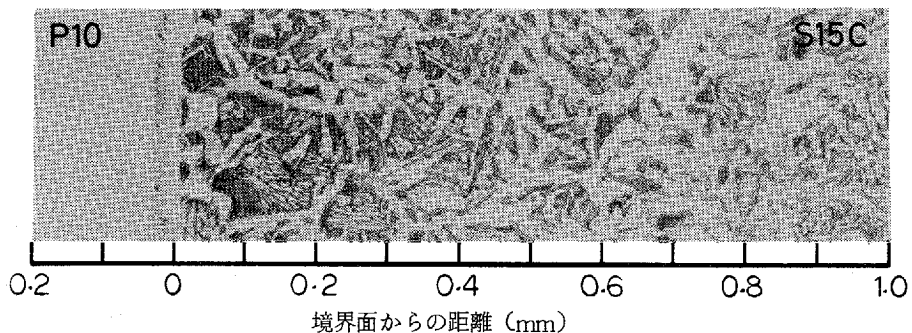


図3-6 P10からS15に対するCの拡散

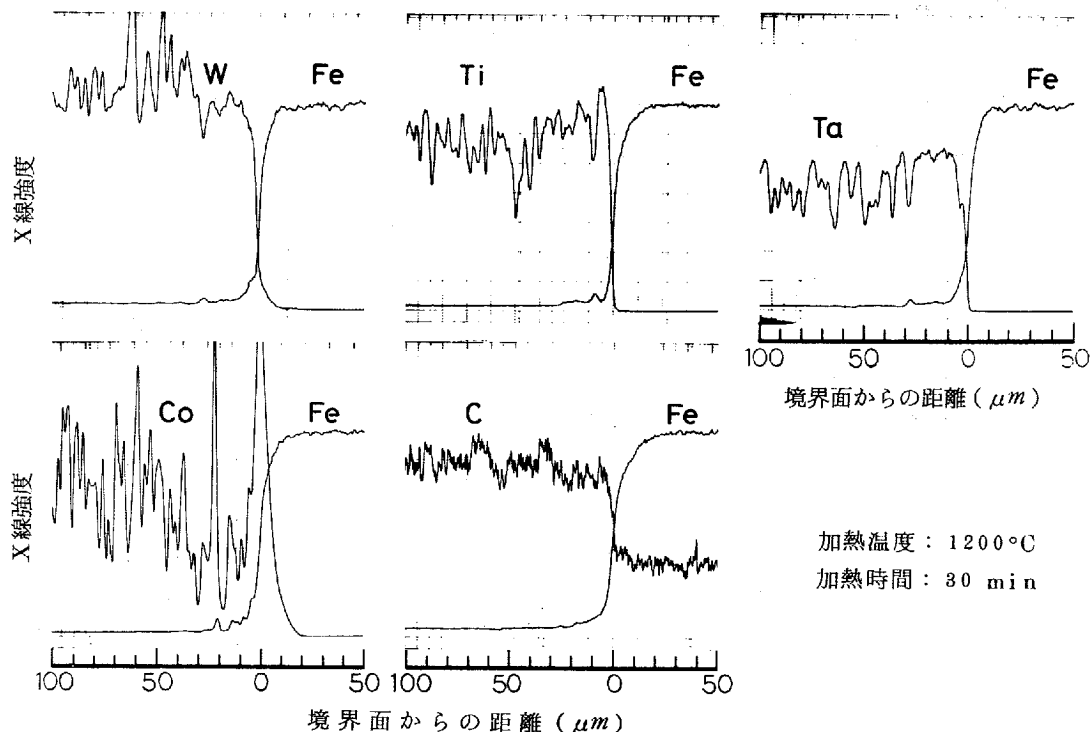


図 3-7 P 10とS 15 Cとの反応における各元素の拡散 (EPMA線分析)

次に、図 3-7 に EPMA による Fe, W, Co, Ti, Ta, C の各元素の分析結果を示す。なお分析ではスポット状ビームを使用し各元素の拡散の詳細がわかるようにした。図よりまず Fe については、超硬中に約 30 μm 拡散しており、前述のアルカリ溶液による腐食結果と一致している。なお、工具中に拡散した Fe の濃度は工具中における Co の濃度と一致しており、Fe は Co 層を介して拡散していることが推定される。

W については S15C 中に 18 ~ 20 μm 程度拡散しているが、Ti, Ta についてはほとんど拡散は認められない。この W と Ti, Ta の拡散の差は表 3-1³¹³⁾ に示す Fe に対するそれぞれの炭化物の溶解度の差が原因と考えられる。

Co については S15C 中へ高濃度で約 20 μm 程度拡散しており、その結果工具内では境界面から 40 ~ 50 μm の範囲で Co 濃度が低下している。なお Co の S15C への拡散範囲は S15C 中におけるパーライトの消失範囲と一致している。

C の拡散については、EPMA の現状での性能からして微少変化を検知することは困難であるが 図 3-6 に示した S15C 中のパーライト分布によれば超硬工具からの C の拡散は明らかである。

表 3-1 鉄属金属への炭化物の溶解度 (1250°C) (Edwards ら)

| 炭化物 | Co | Ni | Fe |
|--------------------------------|------|------|-----|
| WC | 22 % | 12 % | 7 % |
| TiC | 1 | 5 | 0.5 |
| TiC-WC (50 ; 50) | 2 | 5 | 0.5 |
| TaC | 3 | 5 | 0.5 |
| NbC | 5 | 3 | 1 |
| Mo ₂ C | 13 | 8 | 5 |
| V ₄ C ₃ | 6 | 7 | 3 |
| Cr ₃ C ₂ | 12 | 12 | 8 |

次に、これらの反応の温度依存性を調べるため加熱温度を900, 1000, 1200°Cと変化させ、純鉄と反応させた場合の顕微鏡写真を図3-8に示す。図より、1000°Cにおいても η 相がわずかながら認められる。また、図3-9にEPMAの分析線図から求めた各元素の拡散量の加熱温度による変化を示すが、900°Cです

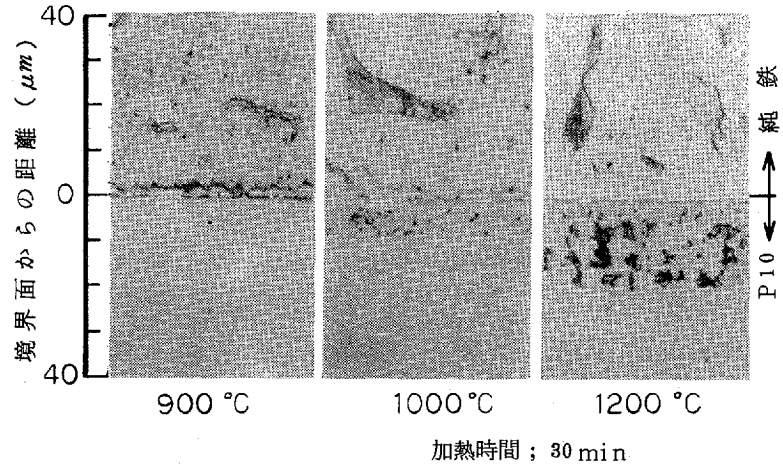
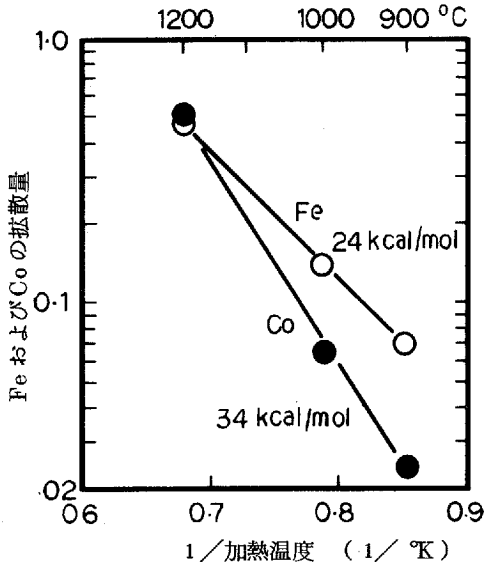


図3-8 P10と純鉄との反応におよぼす加熱温度の影響

でいることがわかる。なおCについても図3-10に示すように900°Cにおいても拡散が起っていることが認められる。

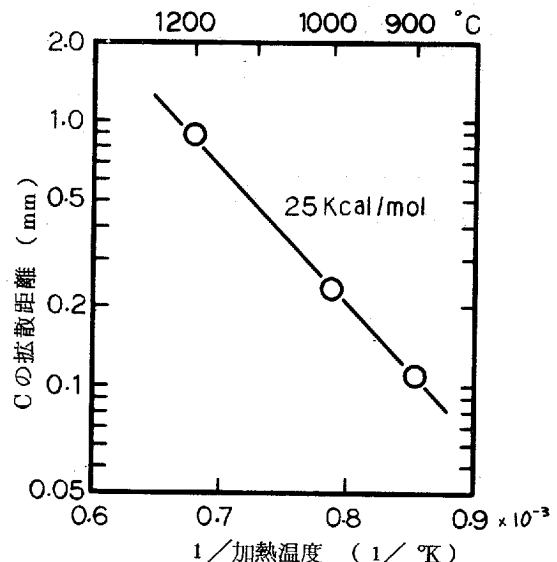
以上は超硬工具と鋼との間の高温下における拡散反応の一般的傾向であるが、ここに示した各元素の拡散あるいは反応は、工具および鋼の化学成分の影響を受けることは十分に考えられる。また、前章で述べたように超硬工具の表面をTiC等で被覆したコーティング工具は通常は無被覆の工具に比べ優れた切削性能を示すが、この原因としては、被削材に対する耐拡散性の差が考えられる。また、本節における実験は、工具と鋼が接合する程度の比較的低い一定圧力下で行なったが、実際の切削時においては両者間に非常に高い圧力が作用しており、この圧力による影響も考慮する必要がある。

以下ではこれらの諸因子が上記の拡散反応におよぼす影響を検討する。



加圧力: 62 kg/cm² 加熱時間: 30 min

図3-9 P10-S55Cの加熱温度の変化によるFeおよびCoの拡散量変化



加圧力: 62 kg/cm² 加熱時間: 30 min

図3-10 P10-電解鉄の加熱温度の変化によるCの拡散距離の変化および活性化エネルギー

3.2.2 工具成分の影響

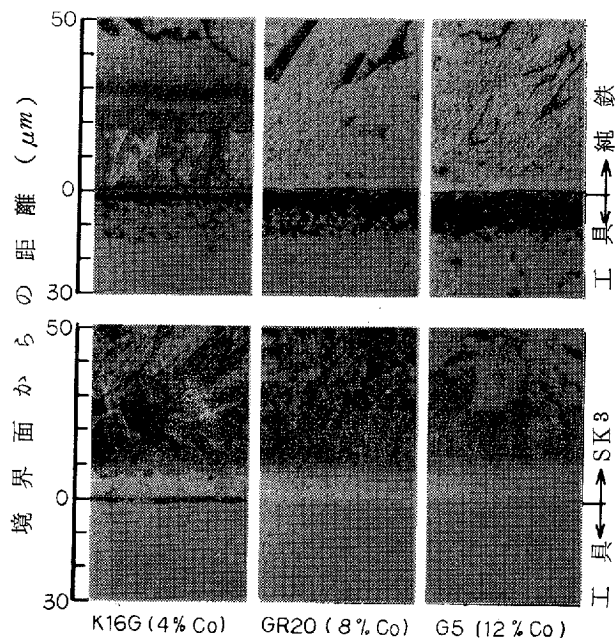
実験はWC-Co系工具におけるCo量による影響と、複炭化物系工具における(TiC+Ta(Nb)C)量による影響について調べた。工具は前章の切削実験で使用した5種類の工具(表2-3)を用いた。

1) WC-Co系工具におけるCo量の影響

実験は表2-3に示したK16G, GR20, G5を用い, 加熱温度 1200°C, 加熱時間 30min, 加圧力 62kg/cm²で行なった。

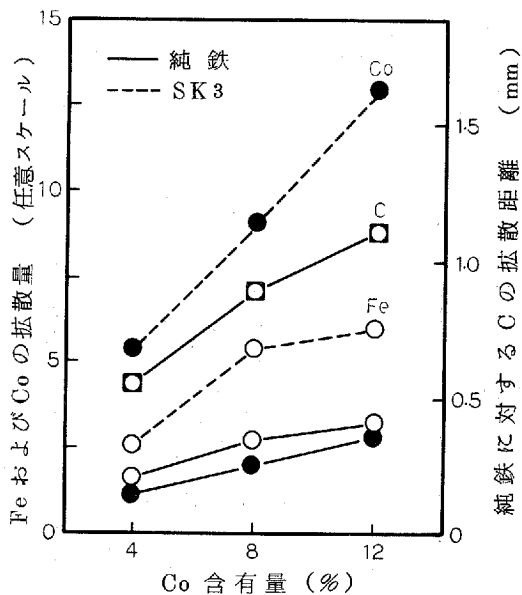
図3-11に電解鉄およびSK3と反応した各工具の顕微鏡写真を示す。図より電解鉄との反応ではすべての工具で η 相の生成が見られ, しかもCo含有量の多い工具ほどその生成量も多くなっていることがわかる。

また, 図3-12にEPMA線分析によって得られたCoおよびFeの拡散量を示す。同図には純鉄と反応させた場合の鉄中におけるパーライトの分布から求めたCの拡散距離も示した。図によれば, 工具中のCo量が多くなるほど鋼中へのCoおよびCの拡散あるいは工具中へのFeの拡散量が多くなっている。これはFeの拡散が工具中のCo層を通じて行なわれていることを考えれば当然の結果であろう。なおCの拡散は η 相の生成と結びついた現象であると考えられる。



加熱温度; 1200°C, 加熱時間; 30 min

図3-11 WC-Co系工具と純鉄およびSK3との反応におよぼす工具中のCo含有量の影響



加熱温度; 1200°C, 加熱時間; 30 min,

図3-12 WC-Co系超硬中のCo含有量がFe, Co, Cの拡散におよぼす影響

2) 複炭化物系工具における (TiC+Ta(Nb)C) 量の影響

実験は表 2-3 に示した工具の内, GR 20, S 2, ST 13M を使用し, 加熱温度 1200°C, 加熱時間 30min 加圧力 62kg/cm² で行なった。なお上記 3 つの工具は Co 量はほぼ等しくなっている。

図 3-13 に純鉄と反応させた場合の各工具の顕微鏡写真を示す。図において, TiC 等を含まない GR 20 の場合には境界面近くで WC が Fe に完全に固溶しているのに対し, TiC 等を含む S 2, ST 13M では境界近く

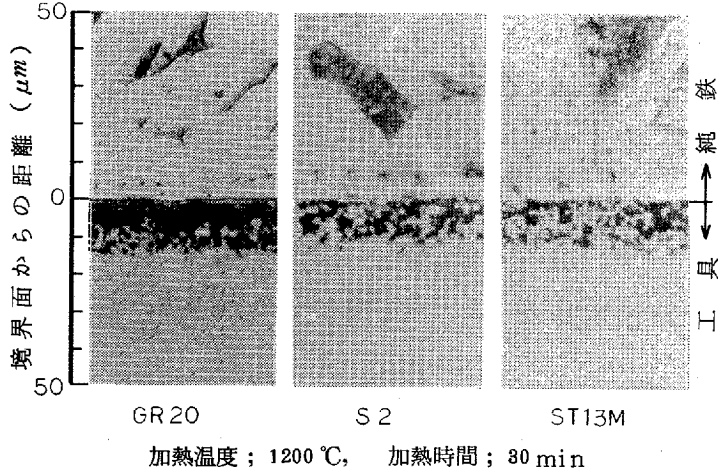
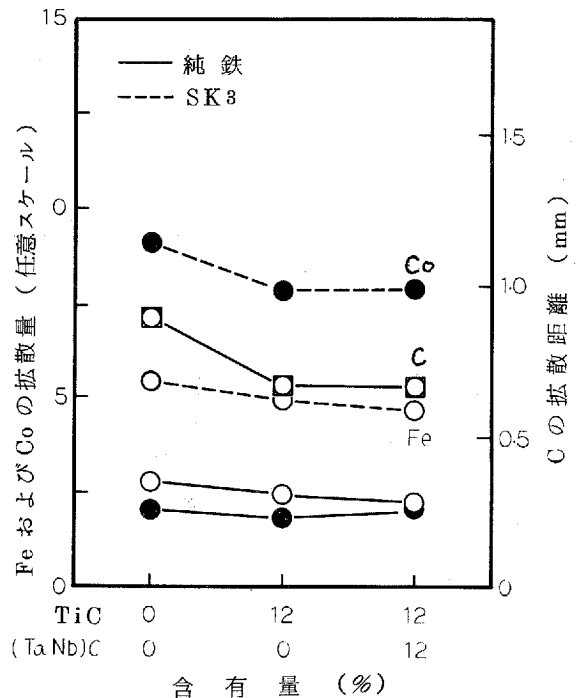


図 3-13 異種炭化物が純鉄との反応におよぼす影響

においても未固溶の炭化物粒子が残存しているのが認められる。これは表 3-1 にも示したように Fe および Co に対する WC と TiC, TaC の溶解度の差が原因と考えられる。

次に, 図 3-14 に EPMA 線分析によって得られた Co および Fe の拡散量を示す。同図には, 図 3-12 と同様に, 純鉄との反応によって得られた C の拡散距離も示した。図より, Fe, Co の拡散については工具間でほとんど差がないことがわかる。一方 C については WC-Co 系の GR 20 が最も多く拡散し, S 2 と ST 13M はほぼ同程度となっている。

これは既に述べた様に η 相の生成量の差が原因と考えられる。なお, S 2 と ST 13M は (TiC+Ta(Nb)C) 量では差があるものの, 拡散反応の点からはほとんど同等であると言える。



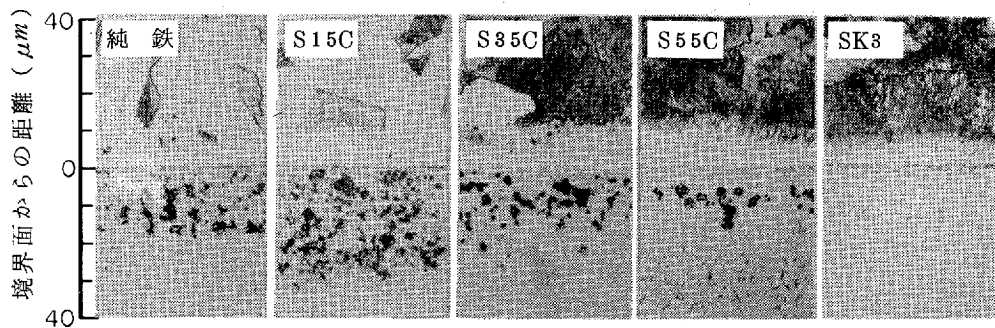
加熱温度 ; 1200°C, 加熱時間 ; 80 min ,
図 3-14 異種炭化物が Fe, Co および C の拡散におよぼす影響

3.2.3 鋼の炭素量の影響

実験は超硬P10種と純鉄（0.014% C），S15C，S35C，S55C，SK3（1.04% C），FC35（3.34% C）を加熱温度 1200℃（ただしFC35の場合は1100℃），加熱時間 30min，加圧力 62kg/cm²で行なった。

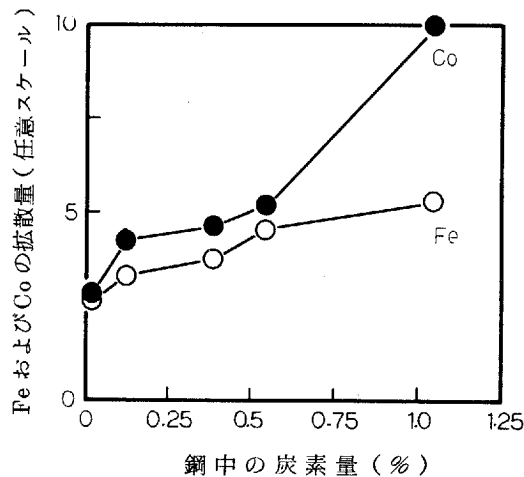
図3-15に各試料の顕微鏡写真を示す。図より，純鉄を除き，鋼中の炭素量が多くなるほど γ 相の生成が少なくなっていることがわかる。

次に図3-16にEPMA線分析によって得られたCoおよびFeの拡散量を示す。図より，Co，Feとも鋼中の炭素量が増加するにしたがい拡散量も増加することがわかる。この一因としては，鋼中の炭素量が増加することによって，鋼中における自己拡散（Fe）および相互拡散（Co）の活性化エネルギーが低下する^{314,315}ことが挙げられる。



加熱温度；1200℃，加熱時間；30 min

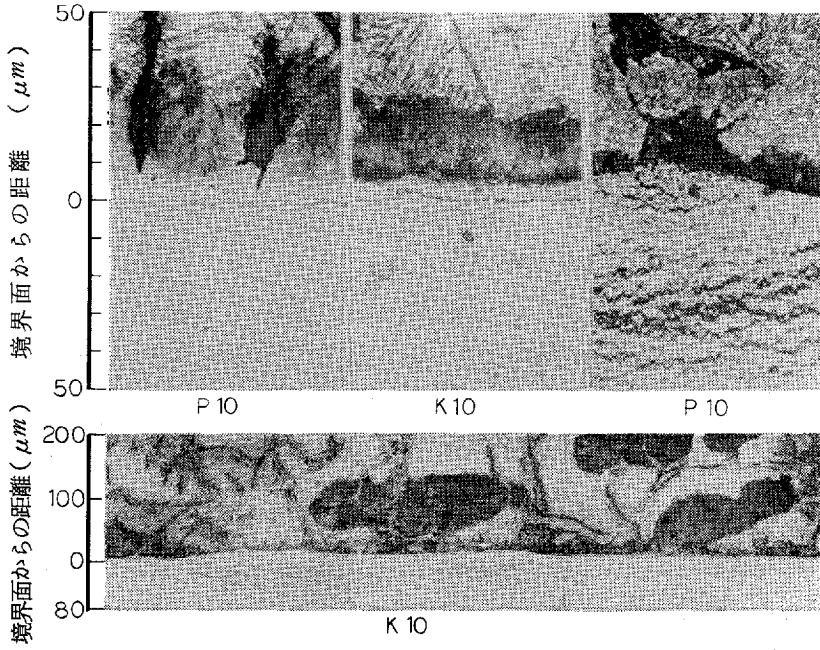
図3-15 超硬P10種と鋼との反応におよぼす鋼中C量の影響



加熱温度；1200℃，加熱時間 30 min，加圧力；62 kg/cm

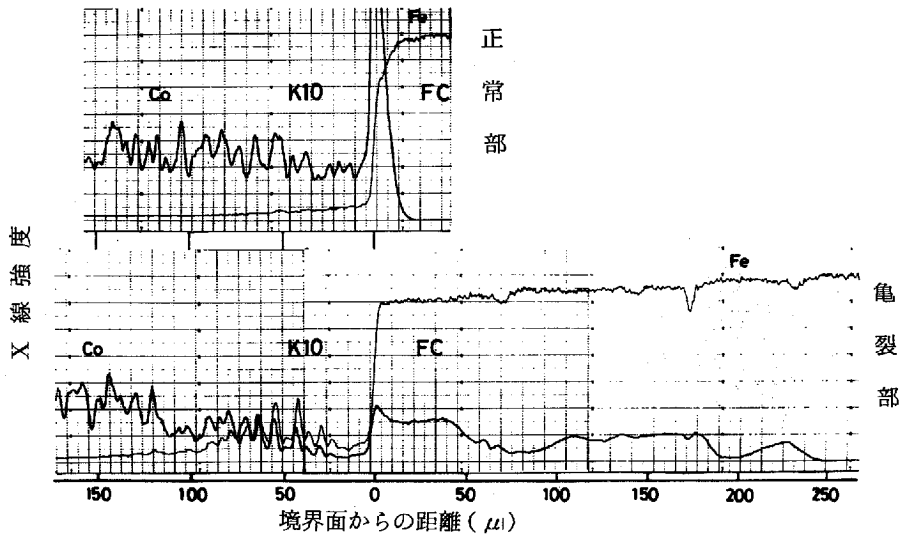
図3-16 P10との反応において鋼中の炭素量がFeおよびCoの拡散量におよぼす影響

次に鑄鉄との反応例を図3-17に示す。同写真によれば、P10、K10いずれの場合も工具中に一部クラックが生じ、鑄鉄側に工具炭化物がはみ出している様子が見られる。また図3-18に境界面に垂直な方向でのFeおよびCoの濃度分布を示すが、亀裂が生じている部分では、鑄鉄中にCoが高濃度で非常に奥深くまで拡散し、その結果工具中のCo濃度が極端に低下していることがわかる。したがって工具中に見られた亀裂はCoの過大な拡散流出による炭化物粒子間の結合力の低下と、加圧による応力が原因となって生じたものと考えられる。



加熱温度；1100℃， 加熱時間；30 min

図3-17 超硬工具と鑄鉄との反応における工具の損傷



加熱温度；1200℃， 加熱時間；30 min

図3-18 超硬K10種と鑄鉄との反応における亀裂部のFeおよびCoの拡散

3.2.4 コーティング層の影響

実験は、表3-2に示す市販の4種のコーティング工具をS55Cと反応させ、各元素の拡散を調べた。なお表3-2の各工具は前章の切削実験で使用した各工具(表2-6)とそれぞれ対応している。

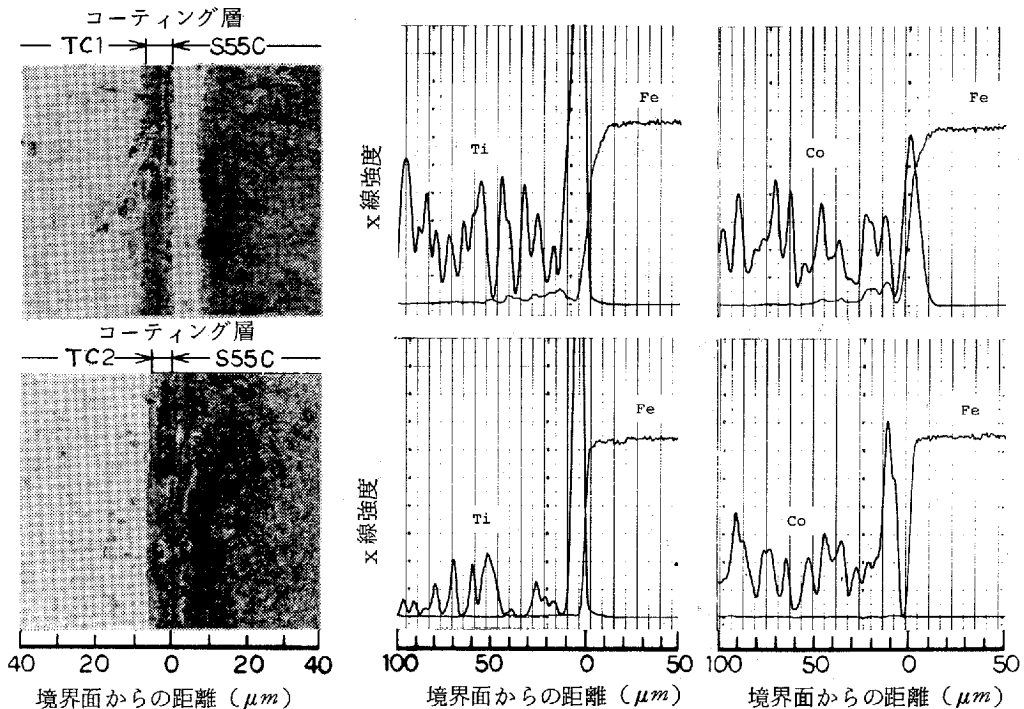
実験条件は、加熱温度 1200℃、加熱時間 30min、加圧力 62kg/cm²とした。

図3-19, 20にそれぞれの拡散実験結果を示す。図よりTiCコーティング工具TC1およびTC3はTiC層を通しFe, Coが相互に拡散しているのに対し、TiCコーティングTC2およびTiC-TiNコーティングTN1はFe, Coとも全く拡散していないことがわかる。

これまでの超硬工具の拡散実験から類推すれば、TiO層を通してのこのようなFeおよびCoの拡散は想像し難いが、TiCコーティング工具でもTC2のような全く拡散を生じさせない工具が存在することや、TC3において見られるようにTiC層中にFeやCoが検出されていることなどから、TC1,3の工具では加熱時においてTiC層中にFeやCoの拡散を許すような拡散通路が存在したのと考えられる。したがってこのようなTiC層はコーティング技術の改善がなされれば、耐拡散性も向上するものと思われる。

表3-2 実験に使用したコーティング工具

| 記号 | 材種 |
|-----|---------------|
| TC1 | TiCコーティング |
| TC2 | TiCコーティング |
| TC3 | TiCコーティング |
| TN1 | TiC+TiNコーティング |



加熱温度; 1200℃, 加熱時間; 30 min

図3-19 コーティング工具とS55Cとの拡散実験結果(1)

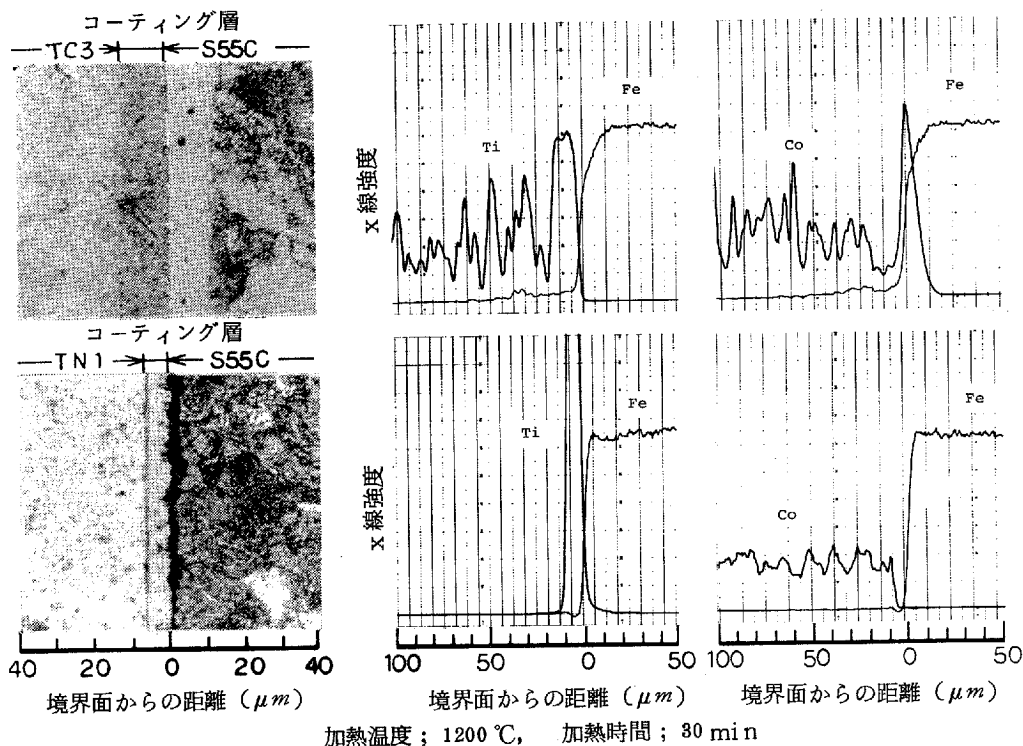


図3-20 コーティング工具とS55Cとの拡散実験結果(2)

3.2.5 圧力の影響

これまで述べてきた実験結果は432型工具の表面(12.7×12.7 mm)に対し100 kgの一定荷量(圧力62kg/cm²)の条件で行なったものである。また、これまで他の研究者によってなされた同種の実験もほぼ同程度の圧力条件であった。しかしながら、切削時における工具すくい面には、例えば図1-2に見られるように非常に高い圧縮力と剪断力が作用しており、これらが前記の拡散現象に影響をおよぼす可能性は十分に考えられる。

本項では圧力が工具と鋼との拡散におよぼす影響について調べた。実験はこれまでと同様の方法で行なったが、圧力を上昇させるために工具および鋼の接触面積を減少させた。実験条件は、加熱温度1200°C、加熱時間30 minとした。なお圧力は、実験前と実験後で接触面の断面積が変化したため、実験前、後の接触面面積の平均値から算出した。

図3-21に境界部の顕微鏡写真を示す。図より圧力が高くなるにつれてS15C中のパーライト量すなわち、工具から鋼へのCの拡散量が増加していることがわかる。一方工具については圧力が高くなるにつれ内部に黒点が増加している。この黒点は研磨面において既に見られたものであり、工具の塑性変形により生じた炭化物粒子間の間隙と思われる。η相については、上記黒点との区別が付け難いが、圧力が増加するにつれその生成量は減少しているようである。

次に、図3-22に圧力がFeおよびCoの拡散量におよぼす影響を示す。図から、Coの拡散量は圧力が増加するにしたがい減少することがわかる。

したがって工具刃先におけるような圧力状態においては、工具からのCの拡散は非常に激しいがCoの拡散

流出および η 相の生成はあまり大きくはならないと言える。

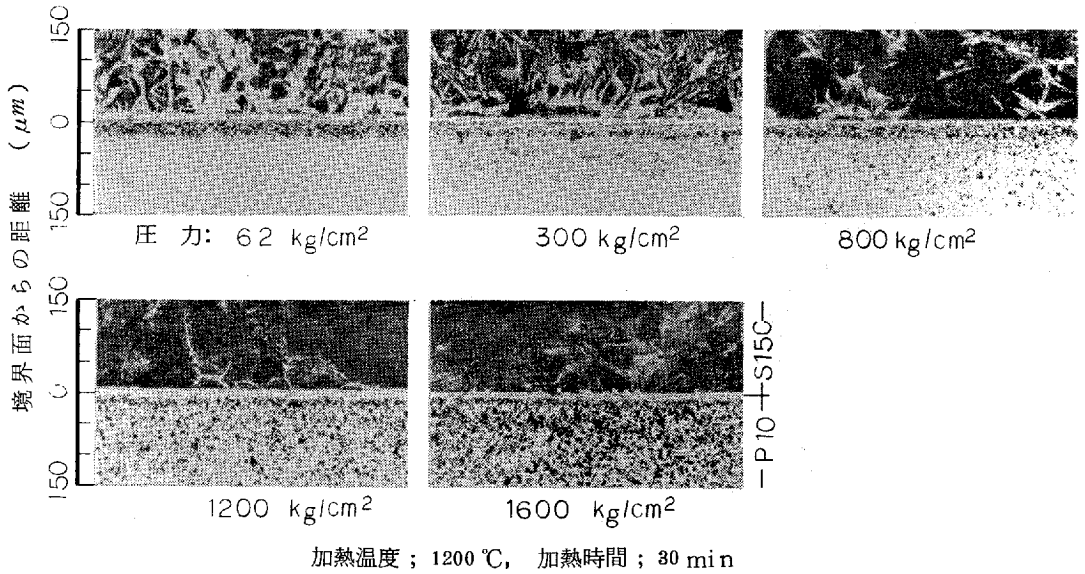


図3-21 超硬P10とS15Cの反応において圧縮力を変化させた場合の境界部の顕微鏡写真

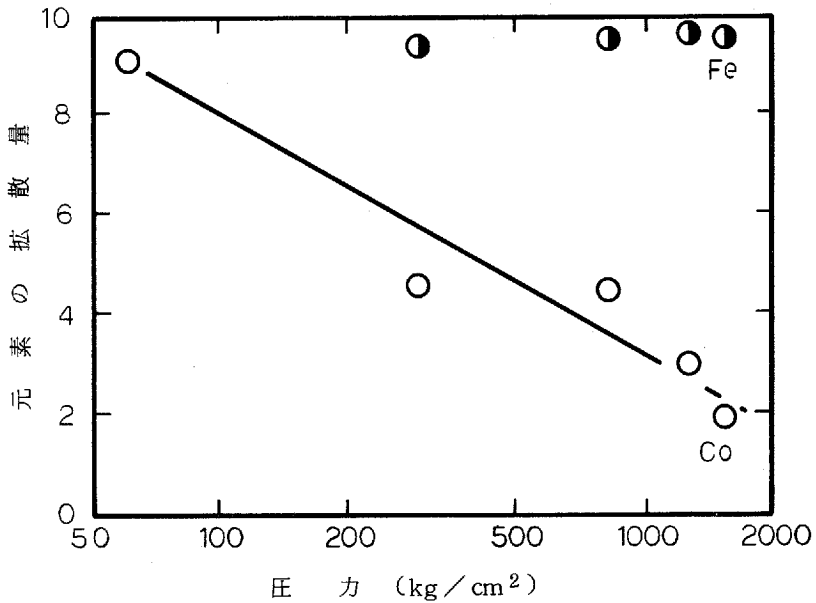


図3-22 超硬P10種とS15Cの反応において加圧力がFeおよびCoの拡散におよぼす影響

3.3 サーメット工具

本節ではまず、炭化物系および窒化物系サーメット工具を各1種ずつ選び、これらと鋼との間に生じる反応について調べて次にこれらの反応が工具材種や圧縮力によりどのように変化するかを調べた。

3.3.1 サーメット工具と鋼との間に生じる反応

本項では、前章の切削実験に使用した表2-9に示す工具の内、炭化物系サーメット工具CT1と窒化物系サーメット工具NT1を使用した。

図3-23にCT1とS15Cの境界部の顕微鏡写真を示す。同写真より、1000℃で2~4μm、1200℃で17~18μmの反応層が境界部に生じていることがわかる。また1200℃では工具表面の炭化物が一部反応層内に流出している様子も見られる。一方加熱温度が1300℃となると、反応層中に多量の炭化物粒子が見られ、工具表面と反応層の区別が困難となっている。

図3-24にCT1とS15Cの加熱温度1200℃の反応における各元素の濃度変化を示す。図中には顕微鏡写真より求めた反応層との位置関係も示した。図より、反応層はFe、Niが主成分で他にTi、Ta、W、Moの各元素が存在していることがわかる。またTiと他の元素については反応層内での濃度状態が異なっている。すなわち、濃度曲線の境界部における裾に注目すれば、Ta、W、Moについては比較的なだらかな曲線となって減少しており、各元素がわずかつづではあるが溶け込んだ状態となっていることを示している。一方Tiは顕微鏡写真にも見られるように、反応層に溶け込んでいるのではなく炭化物粒子の形で反応層内に流出している。なおこのTiの反応層への流出は必ずしも全ての工具に見られた現象ではなく、ほとんど流出の見られない工具もあった。

Cの拡散については、図3-25にCT1とS15Cの反応で加熱温度を変化させた場合のS15C中のパーライトの分布状況を示す。図より、1000℃ではあまりCの拡散が見られないのに対し、1200℃および1300℃となると急激にパーライト

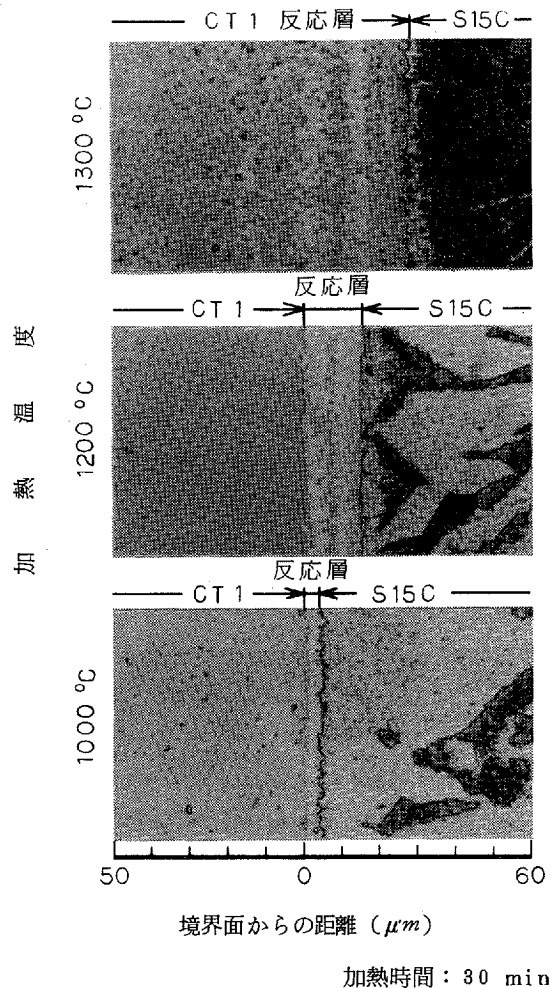


図3-23 サーメット工具CT1とS15Cの反応の加熱温度を変化させた場合の境界部の顕微鏡写真

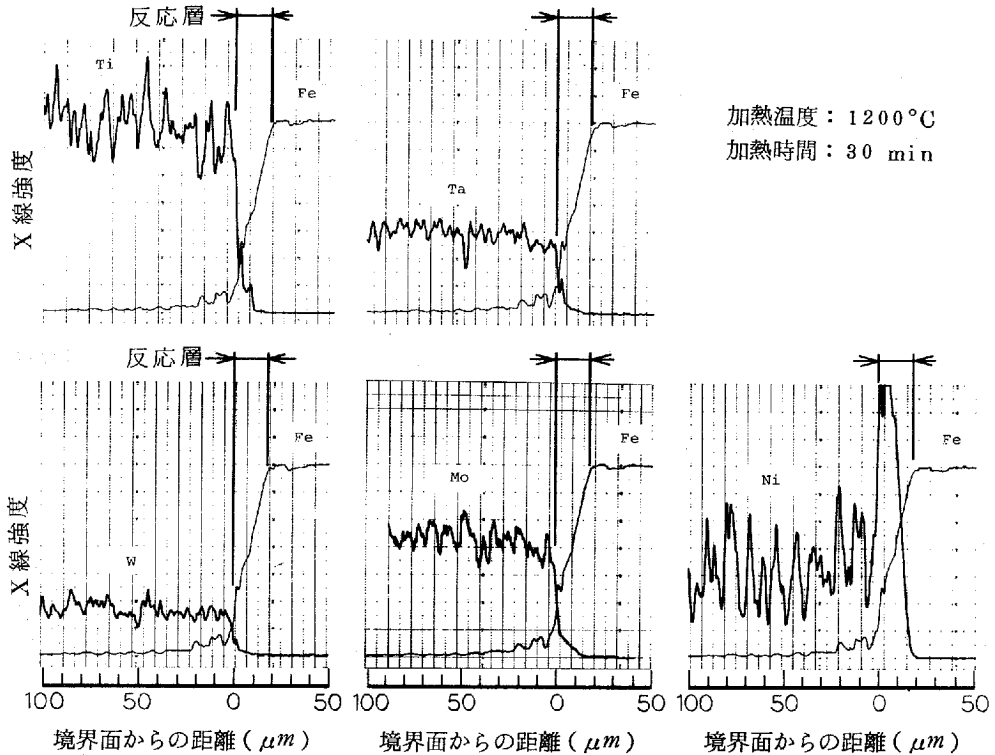


図3-24 サーマット工具CT1とS15Cの反応における各元素の拡散 (EPMA線分析)

が増加している。TiC-Mo₂C-Ni合金の液相出現温度は1252~1270℃³¹⁶⁾であるので、本実験の加熱温度(1300℃)の条件では液相の出現も十分に考えられる。したがって1300℃におけるCの拡散の急増は、工具中の炭化物がFeあるいはNiに溶解した結果であると考えられることもできる。

次に1000および1300℃の反応におけるTi, W, NiおよびFeの拡散状態を図3-26に示す。図より1000℃においてもNiおよびFeの拡散が認められる。一般にサーメット工具はFeに対する溶着性が低いと言われているが、拡散実験では1000℃程度の温度でも溶着する。これは上記のようなNi, Feの拡散によるものであろう。一方加熱温度が1300℃となると、前述のように反応層が急増し、各元素が反応層中に流出している様子がわかる。

以上のサーメット工具の反応を超硬工具と比較すると、

- ① 鋼との拡散反応においては、サーメット工具のバインダであるNiは超硬工具のバインダであるCoとほぼ等しい拡散形態を示す。
- ② 超硬工具ではマトリックスであるWCがFeと η 相を作るのに対し、サーメット工具ではマトリックスであるTiCはFeに対しほとんど拡散、溶解しない。
- ③ 超硬工具では900~1000℃で鋼に対しCの拡散が見られるのに対しサーメット工具では1200~1300℃でCの拡散が顕著となる。

などが両者の差としてあげられる。

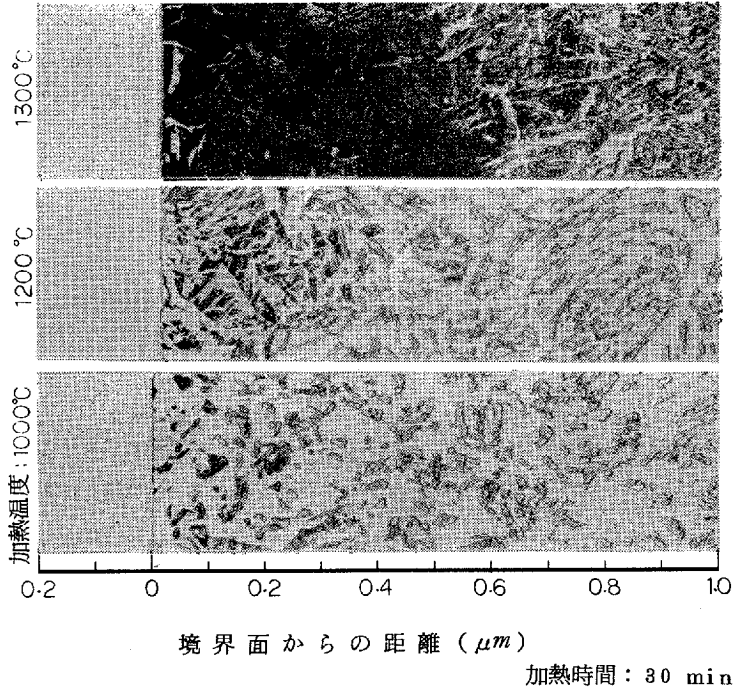


図3-25 サーマット工具CT1からSC15に対するCの拡散

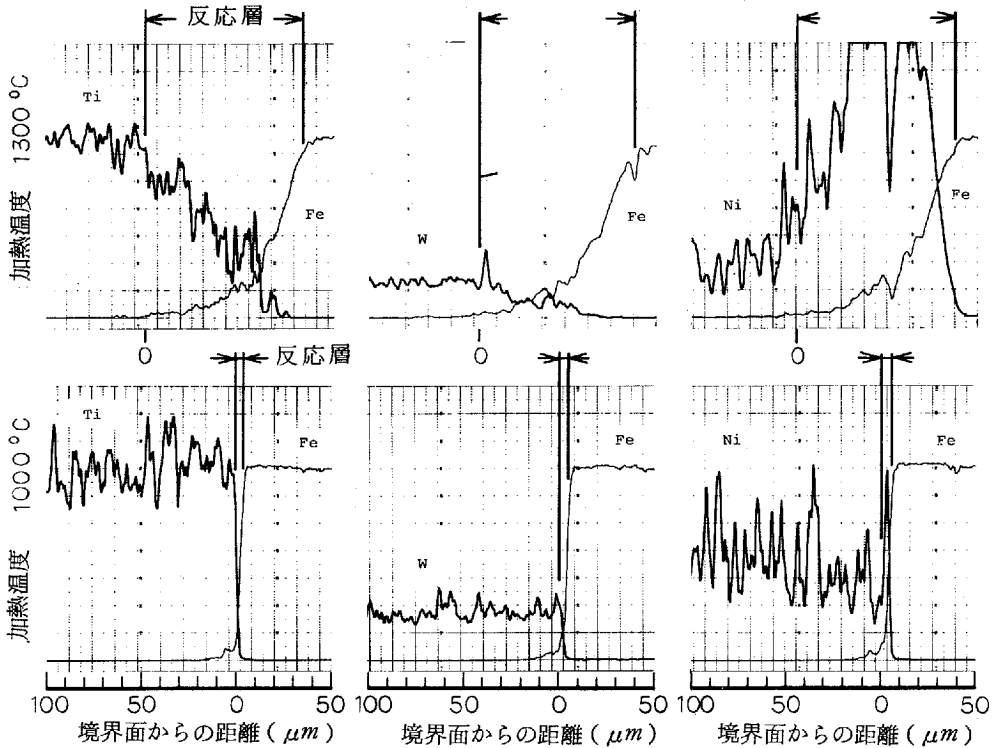


図3-26 サーマット工具とCT1とS15Cの反応における元素の拡散におよぼす加熱温度の影響 (EPMA線分析)

3.3.2 工具成分の影響

実験には前章の表2-9に示した市販のサーメット工具を使用した。なおこのため、超硬工具で行なったような、個々の成分による影響を個別に区別することは困難であった。

図3-27に、加熱温度1200°C、加熱時間30minで反応させたときの、反応層中の元素の量を示す。図によれば、TiはCT1,2,4およびNT1,4の工具で反応層への流出が見られるが、他の工具についてはほとんど認められない。またTaは、これをほとんど含有していないCT2,4 NT3を除いて、いずれの工具でも拡散流出している。W, Moはいずれも窒化物系工具で拡散流出量が多くなっている。このWについては窒化物系工具の方が炭化物系工具に比べ含有量が多いことから、このような結果になったものと思われる。一方Moについては両系でその含有量に特に差は見られない。しかしながらMoはTiC-MO₂C-Ni系合金中ではTiCの周辺部に(Ti, Mo)C炭化物固溶相として存在するのに対し³¹⁶⁾、TiC-TiN-Mo₂C-Ni系合金中ではMo₂CはTiNに固溶しないため周辺組織中のMo濃度は減少し結合層中のMo濃度が増加すると言われており³¹⁷⁾、窒化物系工具でMoの拡散量が多い原因は結合層中のMo濃度が高いためであると考えられる。Niについては工具間で含有量に差があるものの、必ずしも含有量と拡散量は一致していない。

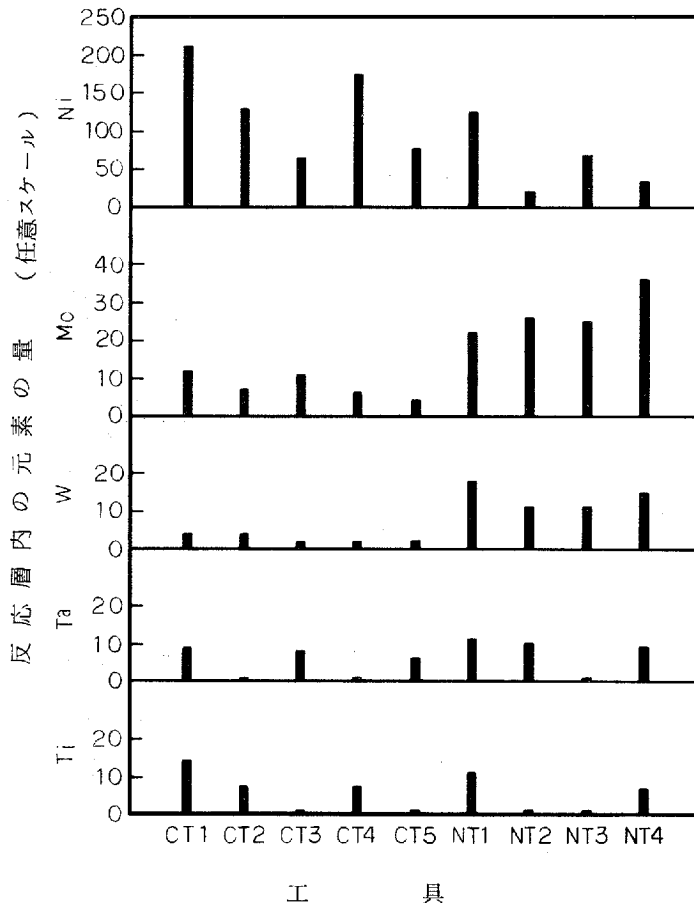


図3-27 各サーメット工具の反応層中における元素の量

図 3-28 に (拡散量) / (工具中の含有量), すなわち Ni の流出しやすさを現わす値を示す。図から明らかのように, Ni の流出し易い工具とそうでない工具があることがわかる。なお, 図 3-27 と図 3-28 を比較した場合, Ni の拡散しやすい工具は Ti の流出が多いことがわかる。これは前項でも述べたように, 1200°C 程度の温度では Ti は炭化物粒子の形で反応層に流出していることから, バインダである Ni の拡散流出が大きい場合, これにとまって炭化物粒子の流出が生じたものと考えられる。

次に, 図 3-29 に 1200°C で S15C と反応させた場合の, 境界面から 0.2mm までの範囲における S15C 中のパーライト面積率を示す。図より工具間で C の拡散に差があることがわかるが, この原因については不明である。

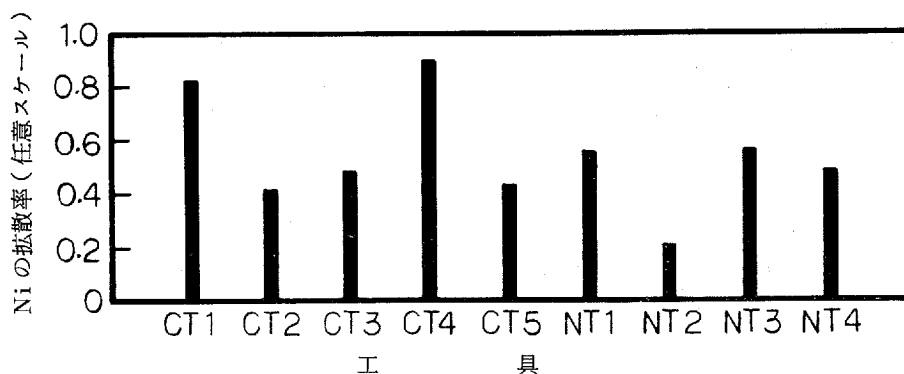


図 3-28 工具中の Ni 含有量と反応層中の Ni 含有量との比

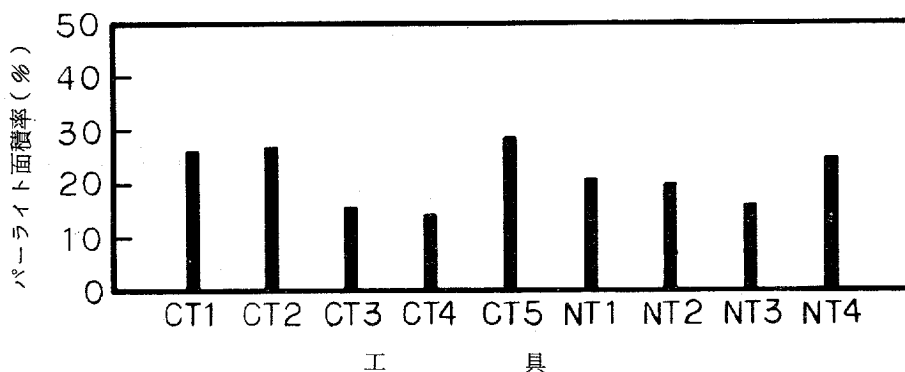


図 3-29 境界面から 0.2mm までの範囲における S15C 中のパーライト分布

3.3.3 圧力の影響

実験は超硬工具の場合と同様の方法により行なった。実験条件は, 超硬工具の場合と同様, 加熱温度 1200°C, 加熱時間 30min の一定とし, 工具は表 2-9 に示した CT1 を使用した。なお圧力の決定法も超硬工具の場合と同様である。

まず, 図 3-30 に試料境界部の顕微鏡写真を示す。図から圧力が増加するにしたがい, 工具からの C の拡散が増加していることがわかる。ただし超硬工具の場合に比べれば C の拡散はかなり少ないと言える。またサーメット工具の場合, 工具と鋼との境界面は圧力が高くなるにつれ非常に不規則に変形している。このことは

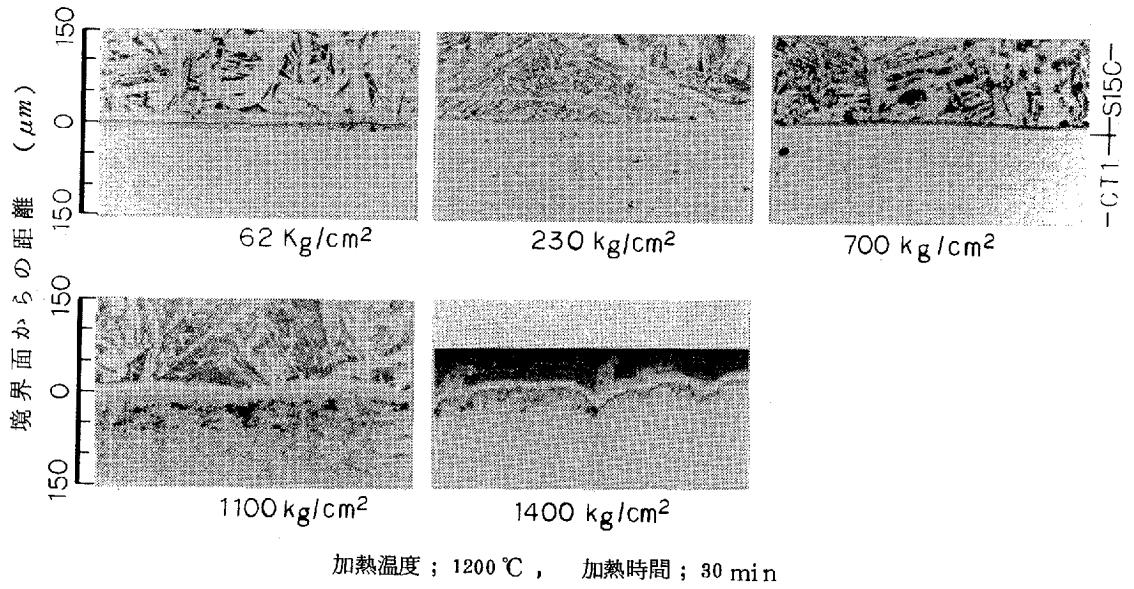


図 3-30 サーマット工具 CT1 と S15C の反応において加圧力を変化させた場合の境界部の顕微鏡写真

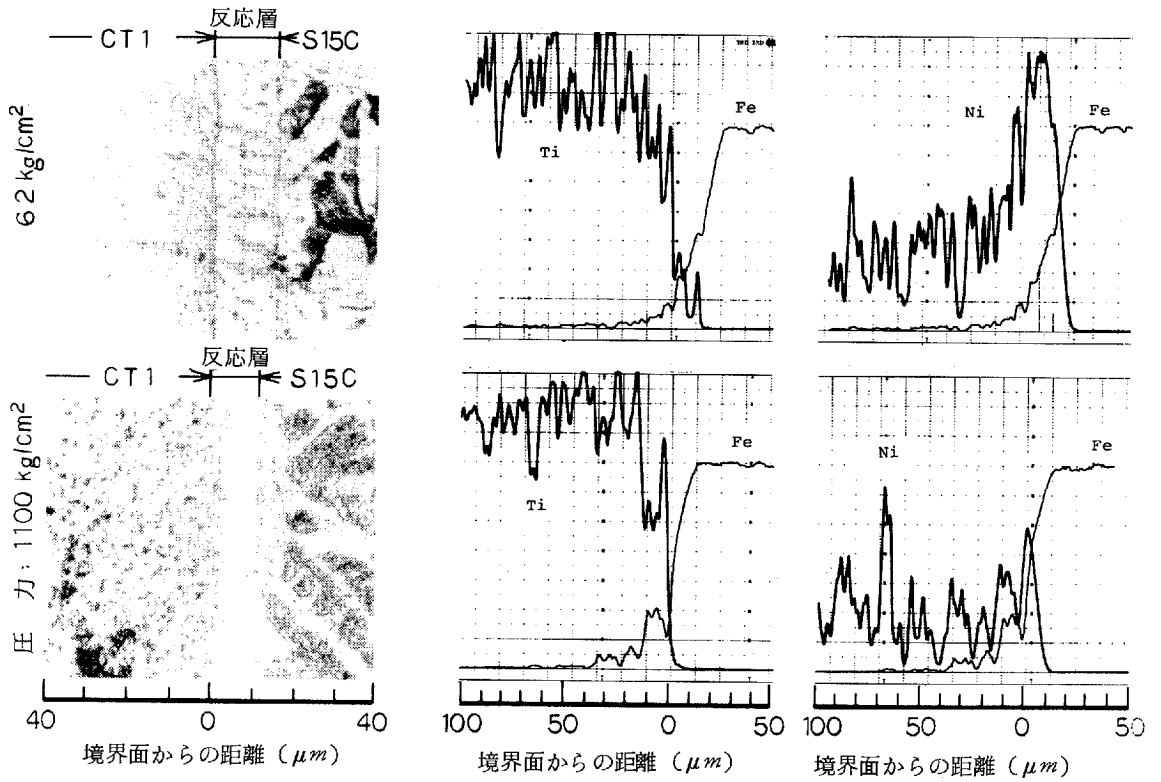


図 3-31 サーマット工具と S15C の反応で圧力を変化させた場合の元素の拡散の変化

サーメット工具の高温強度が超硬工具に比べかなり低いことを示している。

次に図3-31に圧力 62 kg/cm^2 および 1100 kg/cm^2 の場合の拡散実験結果を示す。図より 1100 kg/cm^2 の場合は 62 kg/cm^2 の場合に比べNiの拡散量が減少していることがわかる。図3-32に圧力の増加がFe, Ti およびNiの拡散量におよぼす影響を示す。図より, Feについては超硬工具の場合と同様に圧力に無関係にほぼ一定値を示すのに対し, Ni およびTiは圧力の増加にともない拡散量が減少しており, 超硬工具の場合のCoと同傾向を示している。

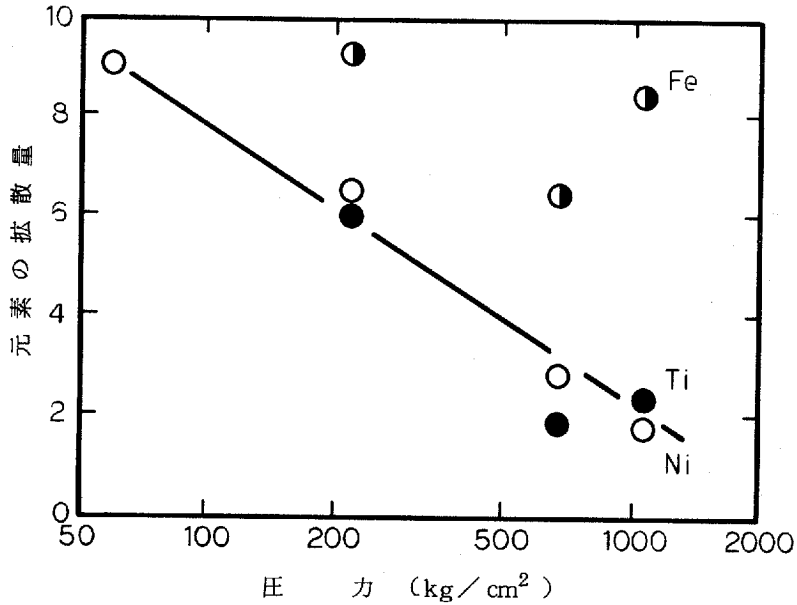


図3-32 サーメット工具とS15Cの反応において加圧力がFe, TiおよびNiの拡散量におよぼす影響

3.4 セラミック工具

実験は表3-3に示す組み合わせおよび条件で行なった。

表3-3 セラミック工具の反応実験条件

| 工 具 | 試 験 材 | 加熱温度 | 加熱時間 | 加 圧 力 |
|---|----------|----------------------|--------|----------------------|
| 純 Al_2O_3 セラミック (NTK-C1) | 電 解 鉄 | 1200°C | 30 min | 62 kg/cm^2 |
| | S 15 C | | | |
| | S 55 C | | | |
| | F C 35 | | | |
| | F C D 35 | | | |

結果は全組合せで両者は溶着せず剥離した。図3-33に純アルミ系セラミック工具の場合の工具および鋼、鋳鉄の剥離面の顕微鏡写真の一例を示す。なお同写真は両者の剥離面において特に変化の見られた部分を撮影したもので、工具および鋼、鋳鉄の全剥離面がこのような状態を示しているわけではない。同写真によれば、S15C、FC35のいずれの場合も工具剥離面にはガラス状と思われる反応生成物が生じており、特にFCとの反応面に大規模なものが見られる。また鋼側剥離面にもほぼ同様なものが見られる。

このような現象はFeに対する Al_2O_3 の安定性から考えて³¹⁸⁾、他の非金属介在物が介入している可能性が強い。なおこれについての検討は4章で述べる。

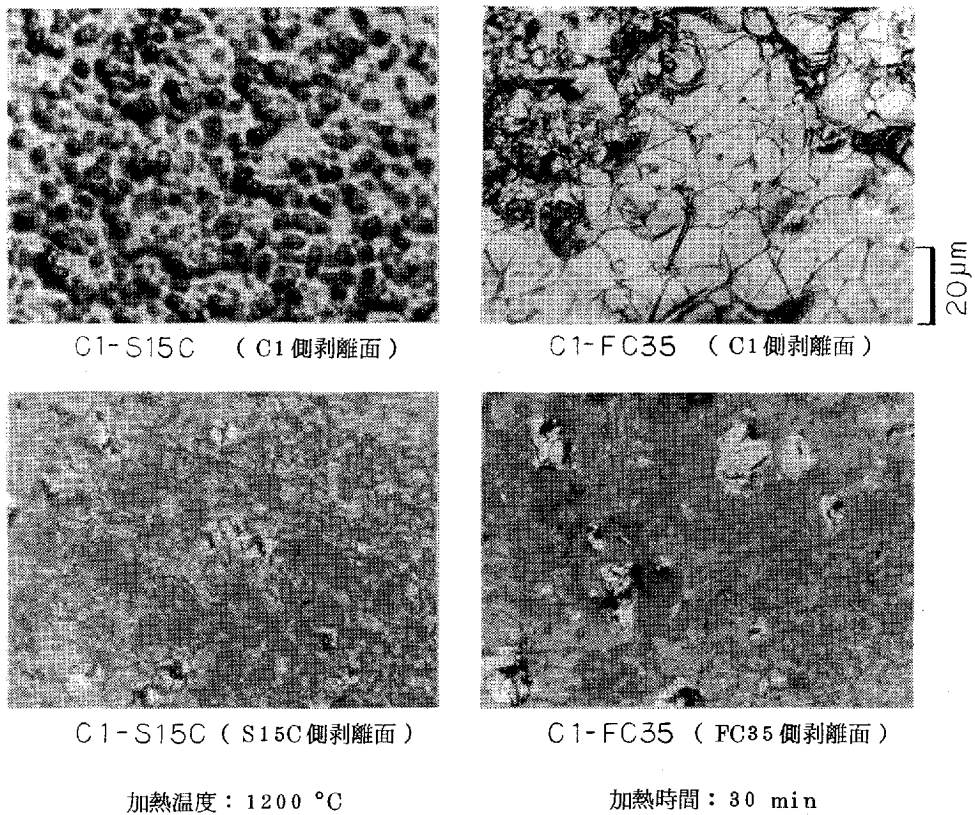


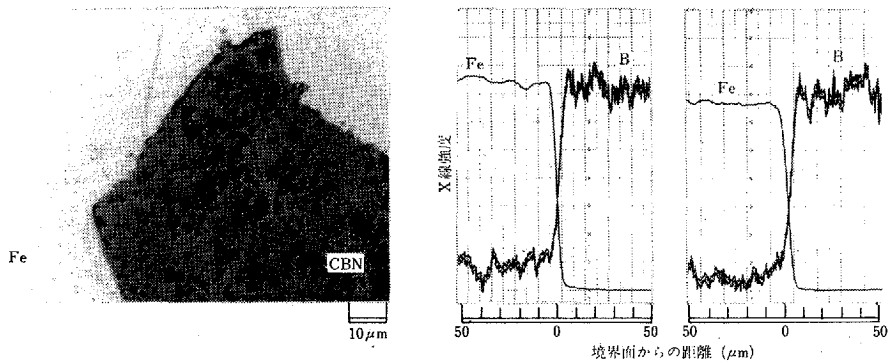
図3-33 純アルミ系セラミック工具(C1)とS15CおよびFC35の拡散実験における工具およびS15C、鋳鉄の剥離面顕微鏡写真

3.5 CBN工具

実験は、CBN単本としてのFeに対する安定性と、焼結した場合の工具としての安定性の2つを調べる目的で、CBN粒子とCBN工具を純鉄およびS55Cと組み合わせ、加熱温度 1200°C、加熱時間 30 min の条件下で拡散実験を行なった。

1) CBN粒子と純鉄

図3-34に拡散実験結果を示す。なおNについては分析不能であった。分析時のビーム径はB-Feの場合は約10 μm、その他では2~3 μmとした。顕微鏡写真によれば、CBN粒子の角はかなり鋭利な形状を保持しており、反応によって角が丸くなった様子は見られない。さらに、EPMAの分析結果からもFeとBの境界部における分析線図の傾きが分析時のビーム径にほぼ一致することから、拡散はほとんど生じていないと言える。



加熱温度；1200°C，加熱時間；30 min

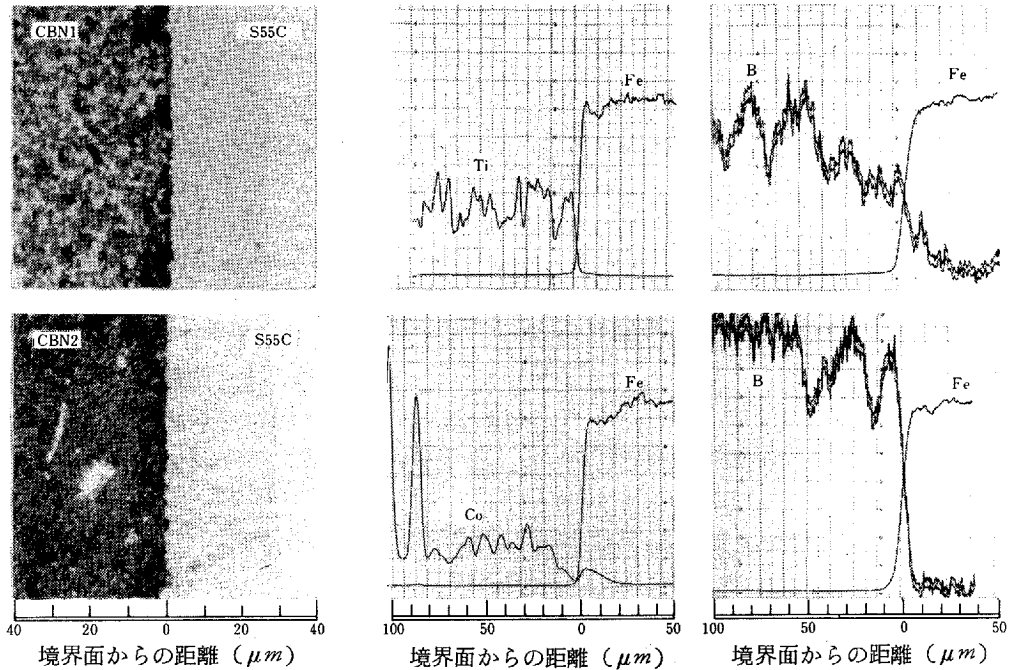
図3-34 CBN粒子と電解鉄との拡散実験結果

2) CBN工具とS55C

図3-35にS55CとCBN1および2を反応させた場合の実験結果を示す。CBN1については被削材からのFeの拡散は生じていない。しかしBについては境界面から工具内部に向けて50 μm近くまで濃度の減少が見られる。一方、CBN2についてはFeの拡散侵入はCBN1と同様見られないが、工具中のCoは濃度が低いにもかかわらず拡散している。しかしBについてはCBN1とは異なり粒子単位での反応と同様、拡散はほとんど起っていない。

そこで、このBについてCBN1,2における拡散定数をフィックの第二法則の2つの半無限固体を接したときの解

$$C(x, t) = \frac{C}{2} \left[1 + \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right]$$



加熱温度：1200 °C 加熱時間：30 min

図3-35 CBN工具とS55Cとの拡散実験結果

より求めると、CBN1,2のDをそれぞれ D_1 、 D_2 とすれば

$$D_1 = 0.8 \sim 7 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{S}$$

$$D_2 = 1 \times 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{S}$$

となる。ただしこれらの値は試料内数ヶ所について得られた平均値である。 D_2 については前述のようにCBN2におけるBの拡散距離は分析時のビーム径に等しいことから D_1 との比較のための目安としての意味しか持たないが、この D_2 に比べ D_1 は2桁程度大きな値となっている。

このCBN1の結果は、CBN粒子単位ではFeに対しほとんど拡散しないという先ほどの結果と相反している。またこれほどのBが拡散した場合、工具内部で境界面付近と内部との間にCBN粒子の密度など、かなり異なった様子が現われると考えられるが、境界面の極く近くでもその組織はほとんど変化していない。したがってここで拡散流出したBは工具マトリックスであるCBN粒子の分解によるものではないと考えられる。ところでCBN1はTiを主体としたセラミックバインダを用いて焼結された工具である³¹⁹⁾。その焼結機構については明らかにされていないが、TiはBとも安定なホウ化物を作る³²⁰⁾ことを考えれば、CBN粒子の周辺組織にはTiBあるいは TiB_2 などが現われている可能性があり、 TiB_2 については溶解した鉄または鉄合金と反応すると言われている³²¹⁾ことから実験結果に見られたようなBの拡散も可能性としては皆無ではない。

しかしながらこれは、あくまでもバインダ層からの拡散と考えられ、CBN粒子自体の安定性が非常に高いことや、TiN自体もFeに対しては安定と考えられるため、このBの拡散流出が直ちに工具の熱的摩耗に結びつく可能性は低いと考えられる。

3.6 結 論

超硬、サーメット、セラミックおよびCBNの各工具について炭素含有量の異なる鋼との間で種々の条件下で拡散実験を行ない、各元素の拡散を調べた。得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) 超硬工具については、鋼、鋳鉄との間に、超硬からはCo, W, Cが、鋼からはFeが互いに拡散するがこれは工具成分、鋼中の炭素量、コーティング層、工具と鋼との間の圧力などにより大きく左右される。
- (2) 工具成分については、WC-Co系は複炭化物系に比べ η 相の生成およびCの拡散が多い。またWC-Co系ではCo含有量が多いほど、Co, Cの流出量、Feの流入量が多く、さらに η 相の生成量も多くなる。
- (3) 鋼中の炭素量については、その量が多くなるほど、Coの流出量、Feの拡散侵入深さ、量とも増大する。また炭素量が非常に多い鋳鉄との反応では工具内部の炭化物粒子が鋳鉄中に分離流出した部分が見られ、この部分においてはFe, Coの著しい拡散が生じている。
- (4) コーティング層については、Fe, Coの拡散を防止する被覆層と防止効果のない被覆層があり、市販の工具について見ればTiC被覆の場合は一部に防止効果のないものが見られるのに対し、TiC-TiNなどのいわゆるダブルコーティングではいずれも顕著な拡散防止効果が認められる。
- (5) 圧力の影響については、圧力の増加は工具からのCの拡散流出を著しく増大させる。またFe, Coの拡散についてはFeは圧力に対し無関係であるが、Coの拡散は圧力の増加にともない漸減の傾向を示す。さらに η 相も圧力の増加にともない減少する。
- (6) サーメット工具については、バインダであるNiは超硬工具中のCoとはほぼ同様の拡散形態を示し、FeもNi層を通じ拡散侵入する。なお工具からのCの拡散も生じるが、超硬工具に比べればかなり少ない。またこれらの拡散は超硬工具の場合と同様、工具成分、圧力などの影響を強く受ける。
- (7) 工具成分の影響については、窒化物を含有するサーメット工具はこれを含有しない工具に比べW, Moの拡散が多い。Wについては窒化物系工具の方が含有量が多いためであり、Moについては窒化物系と炭化物系でMoの固溶状態が異なるためと思われる。
- (8) サーメット工具においても、圧力の増加にともない工具からのCの拡散が増大する。
- (9) セラミック工具については、鋼、鋳鉄との反応で接触面の一部にガラス状の反応生成物が見られる場合もあるが、全体としてはFeに対し安定で溶着しない。
- (10) CBN工具については、CBN粒子単体ではFeに対し安定であるが、焼結体となると焼結方法により工具中のBあるいはCoがFe中へ拡散する場合がある。

参 考 文 献

- 301) G. Vieregge : *Stahl und Eisen* , 77 (1957) 1233.
- 302) H. Opitz , M. Gappisch : *Machine Tool Design and Research* , 2 (1962) 43.
- 303) G. Gregory : *British Journal of Applied Physics* , 16 (1965) 689.
- 304) 中村裕道 : 精密機械 , 32 , 1 (1966) 80.
- 305) 窪田治夫 , 原 和夫 : 住友電気 , Oct . (1968) 107.
- 306) 深津 保 , 油原和彦 : 日本金属学会誌 , 31 , 11 (1967) 1248.
- 307) 鈴木 寿 , 山本考春 , 川勝一郎 : 日本金属学会誌 , 32 , 8 (1968) 721.
- 309) 大野幸彦 , 竹山秀彦 , 清野浦子 : 機械技術研究所所報 , 25 , 3 (1971) 9.
- 310) Norihiko NARUTAKI , Yasuo YAMANE : *J SPE* , 10 , 3 (1976) 95.
- 311) 鳴瀧則彦 , 山根八洲男 : 精密機械 , 46 , 4 (1980)
- 312) 鳴瀧則彦 , 山根八洲男 : 精密機械 , 45 , 2 (1979)
- 313) R. Edwards , T. Raine : *Plansee Seminar* , (1953) 232.
- 314) 松山芳治 , 三谷裕康 , 鈴木 寿 : 総説粉末冶金学 , 日刊工業新聞社 , (1972) 120.
- 315) W. Hume - Rothery . 平野賢一訳 : 鉄鋼物性工学入門 , 共立出版 , (1978) 286.
- 316) 鈴木 寿 , 林 宏爾 , 寺田 修 : 日本金属学会誌 , 35 , 9 (1971) 936.
- 317) 鈴木 寿 , 林宏宏爾 , 山本 勉 , 季 完宰 : 粉体および粉末冶金 , 23 , 7 (1976) 224.
- 318) 安永 男 , 小原 明 , 樽見 昇 : 摩耗における界面固相反応の効果とその精密加工への応用に関する研究 , 電子技術総合研究所研究報告 , 776 (1977) 8.
- 319) 原 昭夫 , 矢津修示 : 昭和 53 年度精機学会春季大会学術講演会前刷 , (1978) 315.
- 320) 粉末冶金技術協会 : 粉末冶金応用製品 (I V) , 日刊工業 , (1964) 63.
- 321) Odenig : *Mat . Design Eng . Jan .* (1961) 10.

第 4 章 鋼中の非金属介在物と工具との反応

硫黄脱酸鋼やCa脱酸鋼を切削すると、鋼中の硫化物や酸化物が工具表面に付着し、その結果工具寿命の延長に著しい効果をおよぼすことは古くから知られており⁴⁰¹⁾、最近ではCa脱酸鋼中のS量や^{402~404)}

Cr₂O₃量⁴⁰⁵⁾についても注意が払われている。これらの付着物の工具摩耗抑制効果については硫化物系(MuS)では被削材に脆性を与えることにより切りくずの変形を容易にするためであり、酸化物系では工具と被削材の直接接触を妨げ、両者の拡散を防止するためである⁴⁰⁶⁾と言われている。しかしその拡散防止作用についてはいまだ実験的な確認はなされていない。またその付着機構についても、W. König⁴⁰¹⁾は工具と溶融スラグ(1400°C)との反応に基づき、工具中のTiCが高温高压下のもとで酸化物と反応して酸化チタンとなりこれを介して工具表面に酸化物が付着するという機構を提唱しているが、この反応が実際の切削温度の範囲で確認されたという報告はいまだなされていない。また近年、加工能率の向上の見地から切削速度の増加が求められており、サーメット工具あるいはセラミック工具の利用がますます増大していくものと思われるが、鋼中の非金属介在物とこれらの工具との反応についてはほとんど調べられていないのが現状である。

本章では、超硬、サーメット、セラミックの各工具と上記の酸化物あるいは硫化物との間で、切削温度に近い温度で拡散実験を行ない、各酸化物、硫化物の拡散防止効果およびそれらの工具に対する付着機構について検討した⁴⁰⁷⁾

4.1 実験方法

実験に使用した酸化物および硫化物を表4-1に示す。表中ゲレナイトは組成に相当するCaO, Al₂O₃およびSiO₂の粉末(各試薬1級)を秤量、混合後コールドプレスを行ない20φ×5tに成形し、アーク放電により溶解、作成した。

実験は第3章とほぼ同様の手順により行なったが、硫化物あるいは酸化物は、工具-工具間または工具-鋼間に、粉末状のものを薄く塗布した後、加熱、加圧(62kg/cm²)を行なった。なお、これらに拡散防止作用

表 4-1 実験に使用した酸化物および硫化物

| 名 | 称 | 成 分 |
|-------------|--------------------------------|---|
| 酸 化 物 系 | ゲレナイト | 2CaO・SiO ₂ ・Al ₂ O ₃ |
| | FeO | 試薬 1級 |
| | MnO | 99% |
| | Cr ₂ O ₃ | 試薬 1級 |
| | TiO, TiO ₂ | 99.9% |
| 硫 化 物 系 | MnS | 85% |
| 酸化物, 硫化物混合系 | ゲレナイト+MnS | ゲレナイト1; MnS 1 |

がある場合は両者が接合しないため、塗布を一部のみ行ない、塗布部についての元素の拡散を調べた。

4.2 酸化物との反応

酸化物としてはゲレナイト、FeO、MnO、Cr₂O₃、TiO₂を選び表4-2に示す条件で実験を行った。

表4-2 酸化物と工具および鋼の拡散実験条件

| 酸化物 | 試料組合せ | 加熱温度 | 加熱時間 | 加圧力 |
|--------------------------------|--|--------|--------|-----------------------|
| FeO | P10-FeO-純鉄 | 1200°C | 30 min | 62 kg/cm ² |
| | CT3-FeO-CT3 | | | |
| | C1-FeO-HC2 | | | |
| MnO | P10-MnO-純鉄 | | | |
| | CT3-MnO-CT3 | | | |
| | C1-MnO-C1 | | | |
| Cr ₂ O ₃ | P10-Cr ₂ O ₃ -S55C | | | |
| TiO ₂ | P10-TiO ₂ -純鉄 | | | |

P10；超硬工具，CT3；サーメット工具，C1；Al₂O₃系セラミック工具

HC2；Al₂O₃-TiC系セラミック工具

(1) ゲレナイト

切削実験の結果によると、被削材中にCaOを含むいわゆるCa脱酸鋼は超硬およびサーメット工具に対しては著しい摩耗抑制効果があるが、セラミック工具に対しては逆に摩耗を促進させる作用があるとされている(404)。

超硬工具との反応については、図4-1にP10-ゲレナイト-S55Cの拡散実験結果を示す。同写真で工具表面に約8μmの幅で帯状となって現われているのがゲレナイト層であり、この層が存在する場合には反応層が全く見られないのが特徴である。これはEPMA分析結果にも表われており、Fe、Coの拡散はほとんど生じていない。またCについても工具からの拡散流出は見られないようである。したがって超硬工具表面におけるゲレナイト層はFe、CoあるいはCに対し強力な拡散防止効果があると言える。

次にセラミック工具との反応については、図4-2にAl₂O₃系セラミック工具-ゲレナイト-Al₂O₃・TiC系セラミック工具の拡散実験結果を示す。なお、同反応ではゲレナイト粉末を全面塗布した場合も両者は接合したが、これはゲレナイトに対するセラミック工具の反応性の高さを示す証拠であろう。同図顕微鏡写真によれば、工具とゲレナイト層との境界部に特に反応層は見られないが、工具と同層が非常に良く密着している様子がわかる。一方元素分析結果によれば、Al、Ca、Si、Ti、Oのいずれも分析線図に現われるほどの拡散は生じていない。したがって1200°Cにおけるセラミック工具とゲレナイト間の元素拡散はEPMA分析時のビーム径(約2μm)かあるいはそれ以下程度と考えられる。

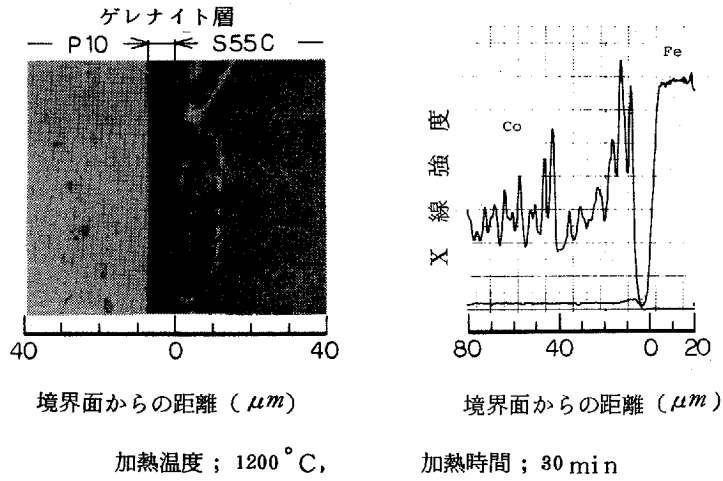


図4-1 超硬P10-ゲレナイト-S55Cの拡散実験結果

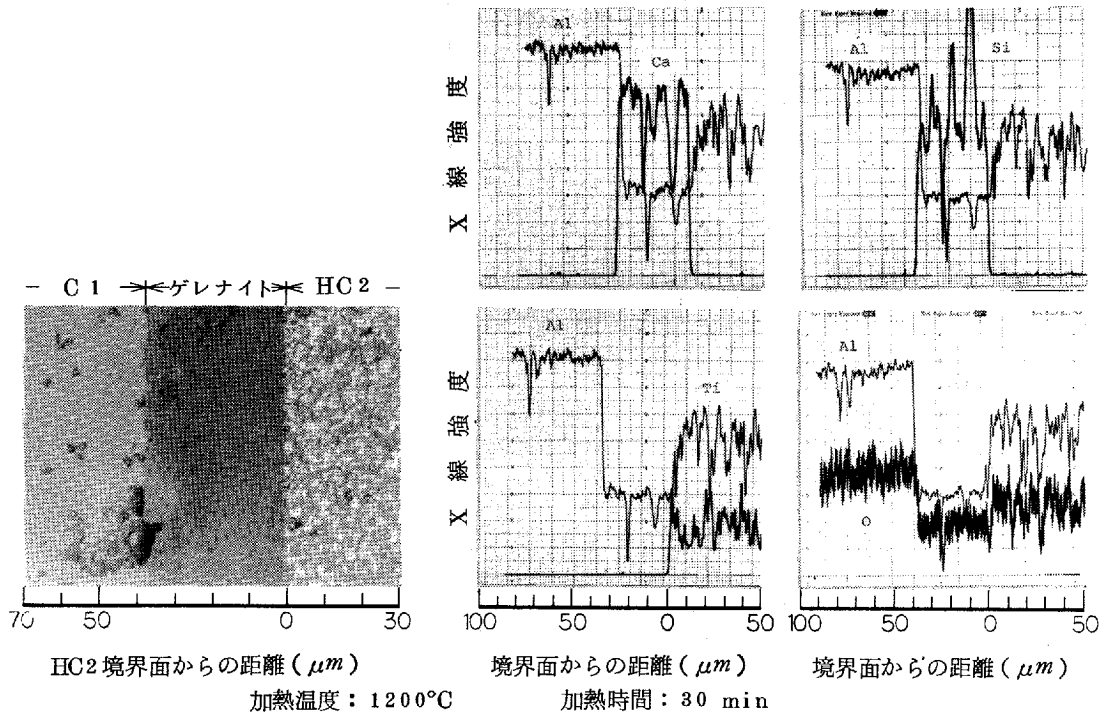


図4-2 Al_2O_3 系セラミック工具(C1)-ゲレナイト- $Al_2O_3 \cdot TiC$ 系セラミック工具(HC2)の拡散実験結果

ところでCa 脱酸鋼切削時にセラミック工具の摩耗が大きくなる理由については、鋼材中のCaO , SiO₂ が工具主成分のAl₂O₃と反応し、工具を弱化させるためである(404) と言われているが、上述のようにCaO , SiO₂とセラミック工具は1200°Cの温度においても反応性は認められるものの元素の拡散はごくわずかである。しかしここで、工具表面に多少のFeO が存在すると仮定すれば、図4-3(408) に示すようにCaO-SiO₂-Al₂O₃-FeO の反応により1200°C以下の温度でも液相を生じる。また、第2章の切削実験に示した、セラミック工具でクレータ摩耗が大きく発達する場合すくい面上に多量のFe が付着していることなどから考えて、Ca 脱酸鋼を切削した場合のセラミック工具の摩耗についても、CaO , SiO₂のみでなくFeO も作用している可能性が考えられる。

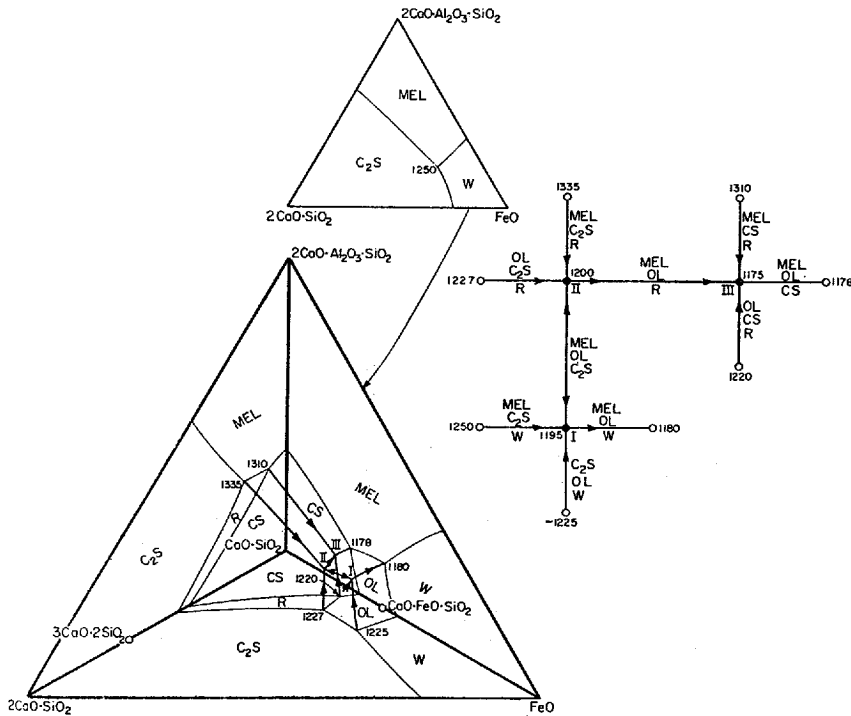


図4-3

a) 2CaO-SiO₂-FeO-CaO-SiO₂-2CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系の液相温度における相関係を示す四面体の透視図⁽⁴⁰⁴⁾。四面体の四面上の不変点または貫通点からの実線は3結晶相と平衡下に共存する液相の組成を示す4成分系一変系曲線である。
 b) a)の四面体内の相関係を簡単な方法で示した Schairer 型図。
 W=ウスタイト, wüstite; Ol=オリビン, olivine; Ra=ランキナイト, rankinite; CS=1石灰硅酸塩(珪灰石または擬珪灰石, wollastonite ウォラストナイトまたは pseudowollastonite スードウォラストナイト; Mel=メリライト, melilite

(2) FeO

FeO は鋼中の酸化物系介在物の平衡を考える上で非常に重要な酸化物であり、また切削実験においてもある種の条件下において超硬工具すくい面上にFeO が存在するとの報告⁴⁰⁹⁾や、セラミック工具による炭素鋼の高速切削時に工具摩耗面にFeO-Al₂O₃スピネルが検出されたという報告⁴¹⁰⁾、あるいは α -Al₂O₃と鋼との摩擦にはFeO が重要な役割を占めているという報告⁴¹¹⁾などがなされている。

超硬工具との反応については、図4-4にP10-FeO-純鉄の拡散実験結果を示す。同顕微鏡写真によれば、FeO層を介し工具から純鉄へのCの拡散および、境界面においての η 相の生成が認められる。またEPMAの分析結果もFeO層内にW、Ti、Coの拡散が生じていることを示している。なおTiについては分析線図の形から粒子状でFeO層内に存在しているものと考えられるが、Wについては同線図から考えてFeO層内に固溶しているものと考えられる。以上の結果から、FeOは超硬工具に対しては工具と被削材との拡散防止作用はなくむしろFeO層内へのTiの流出やWの固溶から考えて、工具を弱化させる傾向にあると言える。

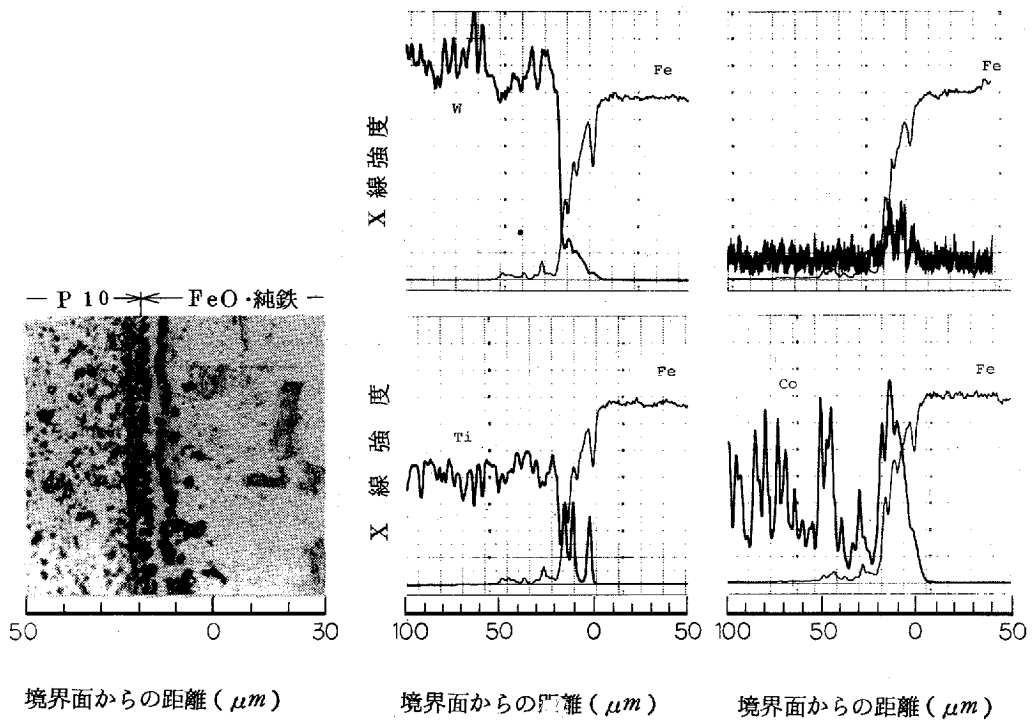


図4-4 超硬P10-FeO-純鉄の拡散実験結果

サーメット工具との反応については、図4-5にCT3-FeO-CT3の拡散実験結果を示す。まず、顕微鏡写真によれば境界部で非常に激しい反応が生じ、工具表面から炭化物粒子が分離し反応層内に流出している様子がわかる。なお反応層には白色層と黒色層の二層が混在しているが、白色部はEPMA分析線図においてFe, Niが高濃度を示し、Tiは濃度が低い部分であり、黒色部はFe, Niの濃度が低く、Tiの濃度が高い部分である。反応層におけるFe, Ni, Tiの結合状態は明らかでないが、白色層および黒色層のいずれにおいても炭化物粒子状のTiは認められないことから、工具中のTiCは反応層内で分解、固溶しているものと考えられる。以上の結果から考えるとFeOはサーメット工具に対しては著しく工具を弱化させる酸化物であると言える。

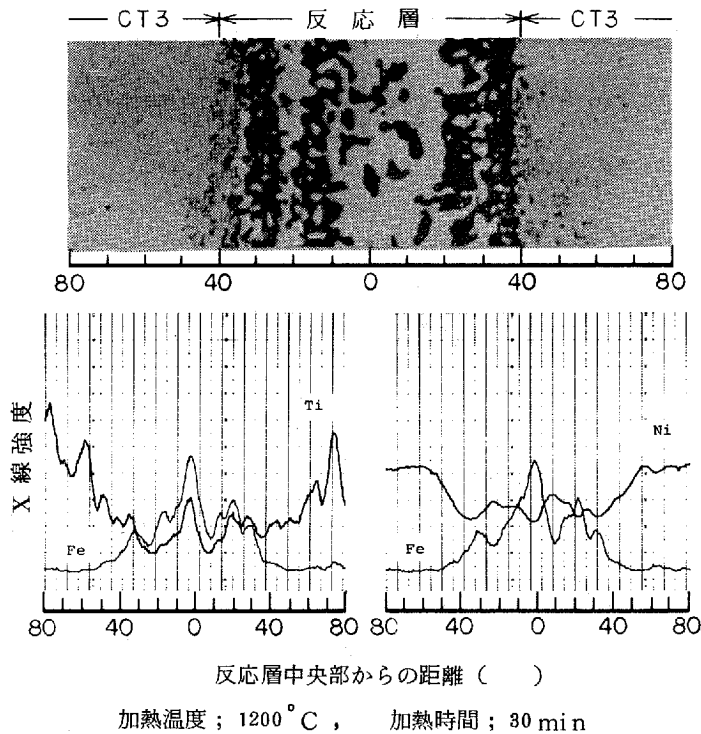
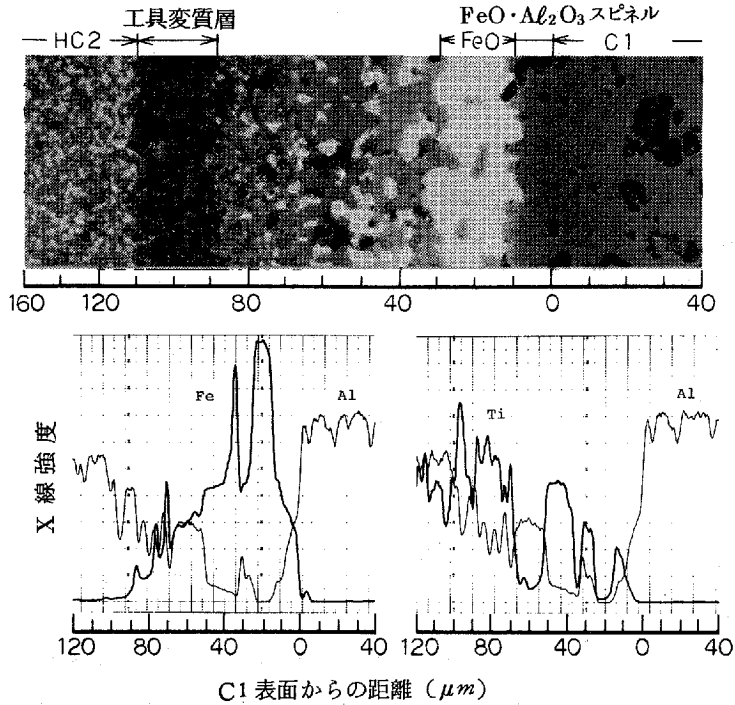


図4-5 サーメット工具-FeO-サーメット工具の拡散実験結果

次にセラミック工具については、図4-6にAl₂O₃セラミック工具-FeO-Al₂O₃・TiCセラミック工具の拡散実験結果を示す。同図顕微鏡写真によれば反応層は非常に複雑になっていることがわかる。明瞭に層状となっている部分は3層あるが、顕微鏡写真とEPMA分析線図との対比により各反応層を推定してみると次のようになる。まず顕微鏡写真でAl₂O₃セラミックに接した幅8~10μmの層は分析線図から考えてFeAlを主体に少量のTiがOと結合した層と考えられる。次に同層左に見られる白層はAl, Tiのいずれも検出されずFeのみ検出されることから、当初から存在していたFeO層と考えられる。さらにその左方で90~110μmの範囲に見られる黒色層は、Feが検出されないことから、反応の結果工具組成が変化して生じた



加熱温度 ; 1200 °C , 加熱時間 ; 30 min

図4-6 Al₂O₃ セラミック (CT1) - FeO - TiC·Al₂O₃ セラミック (HC₂) の拡散実験結果

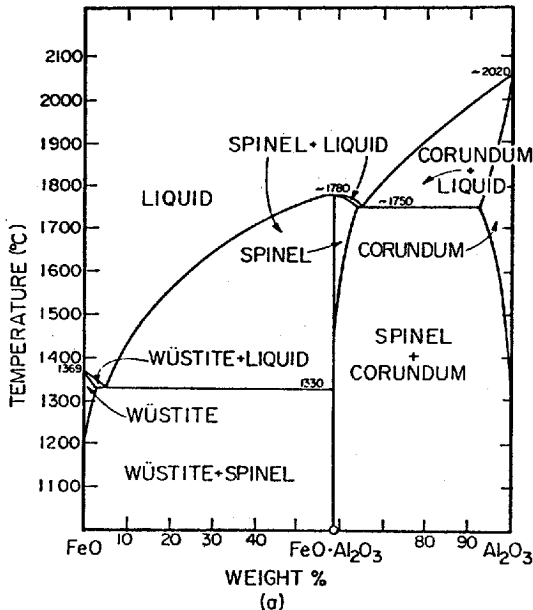


図4-7 FeO - Al₂O₃ 系状態図 (Fisher and Hoffman)

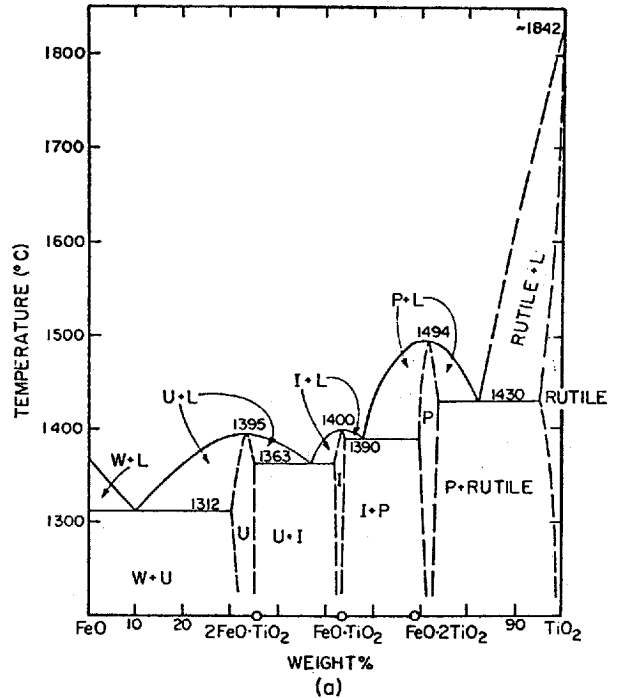


図4-8 FeO - TiO₂ 系状態図 (B. J. MacChensney and A. Muan)

層と考えられる。また前記白層と上記黒色層の間には分析線図によるとFe, Ti を主体にAl が混入した層などが複雑に混在していることがわかる。これらの元素はいずれも酸化物の形で結びついていると考えられ、図4-7 (412), 4-8 (413) に示すFeO-Al₂O₃, FeO-TiO₂系状態図によればFe, Ti, Alはいずれも酸化物としてFeO-Al₂O₃スピネルや, 2FeO·TiO₂スピネル(ウルボスピネル)を作ることから、本実験に見られた反応層もこれらのスピネルを主体に第3の酸化物が結合した組成となっているものと考えられる。以上の結果から、FeOはセラミック工具に対し反応性の高い酸化物であると言え、鋼の高速切削時においてしばしば見られるFeの付着(溶着)はFeOとセラミック工具との反応によるものと考えられる。したがってセラミック工具に対する被削材の溶着、剥離現象の原因としてFeO-Al₂O₃系の反応は非常に重要であると言える。

(3) MnO

MnはAl, Siに並ぶ重要な脱酸剤であり、しばしば工具摩耗面にOあるいはSとともに検出される。また鋼中のMn-Ti-O複合介在物には工具摩耗防止効果があるとの報告もなされている(414)。

超硬工具との反応については、図4-9にP10-MnO-純鉄の組合わせの拡散実験結果を示す。まず顕微鏡写真によれば工具からのCの拡散は認められず、また反応層は3層に分かれていることがわかる。これらの各層を元素分析結果と対応させると次の様なことがわかる。まず、工具に接した幅約20μmの灰色層では、Mn, Ti, Oが検出されている。このうちTiは工具中の濃度の約2倍近くになっており、このため同層の

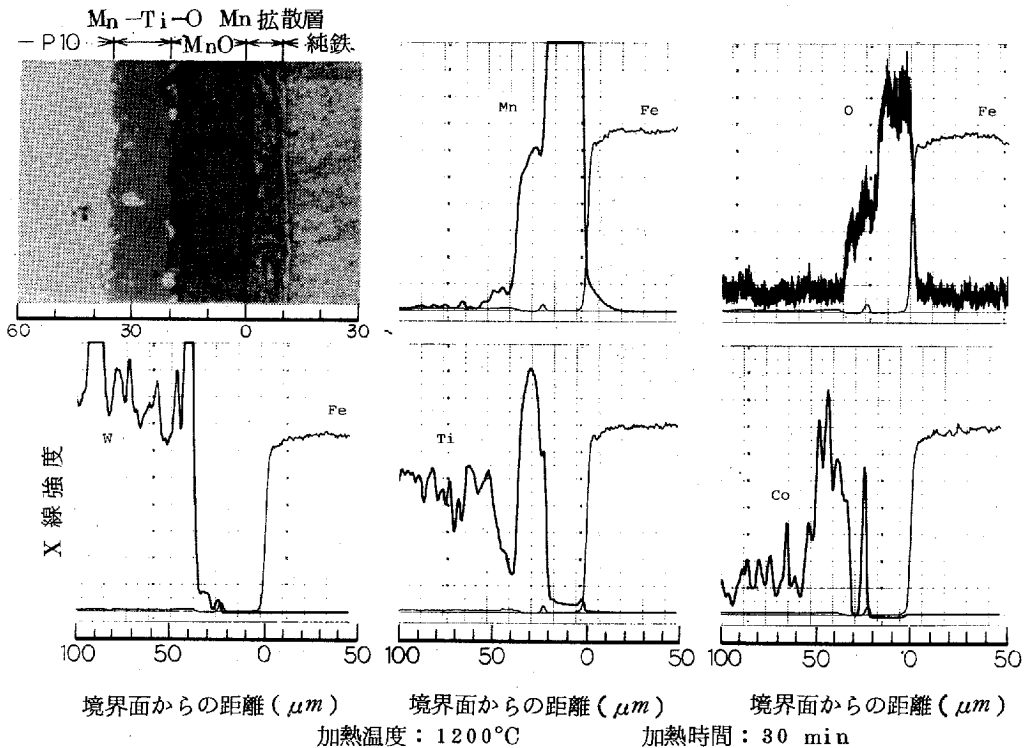


図4-9 超硬P10-MnO-純鉄の拡散実験結果

左ではTiの濃度の低下が見られる。したがってこの灰色層はTi-Mn-O層と考えられるが、同系の状態図が不明なため、どのような形で存在しているかは明らかでない。次に灰色層の右の黒色層は分析線図からMnO層にわずかのTiが固溶した層であることがわかる。さらにその右の層はMnの拡散侵入した層と考えられる。なお黒色層と灰色層との境に白点が所々見られるが、同位置ではCoが多く検出されている。またFeおよびCoの拡散はMnO層ではほぼ完全に阻止されている。以上の結果からMnOは超硬工具に対してはTiを介し非常に反応しやすい酸化物であると言えるが、FeOの場合とは異なり、反応層に対しWはほとんど拡散しないことから、これが直ちに工具摩耗に結びつくとは必ずしも考えられず、むしろMnO層の持つ拡散防止作用による摩耗抑制効果が発揮される可能性もあると考えられる。

サーメット工具との反応については、図4-10にCT3-MnO-CT3の拡散実験結果を示す。顕微鏡写真によれば、反応層は3層に分かれている。これらの各層はEPMA分析線図から、次のように推定できる。まず、反応層の中央に見られる幅約8 μm の層はMn、Oが検出される層であり、MnO層と考えられる。またその左右にある層は、超硬工具との反応の所でも述べたように、Ti-Mn-O層と考えられる。なお、中央の層と左右の層との間に一部白色部が見られるが、この部分ではNiが多量に検出されている。さらに工具中には黒点が多量に見られるが、この部分ではNiの濃度がかなり低下しており、Oがわずかに検出されていることがわかる。なおMnは工具中にかなり拡散しており、同図分析線図では省略しているが、工具中約300 μm 近くまで拡散していた。以上の結果からMnOはサーメット工具に対し非常に反応性が高いことがわかる。この高反応性が工具摩耗におよぼす影響については、マトリックスであるTiCの分解、固溶による摩耗促進

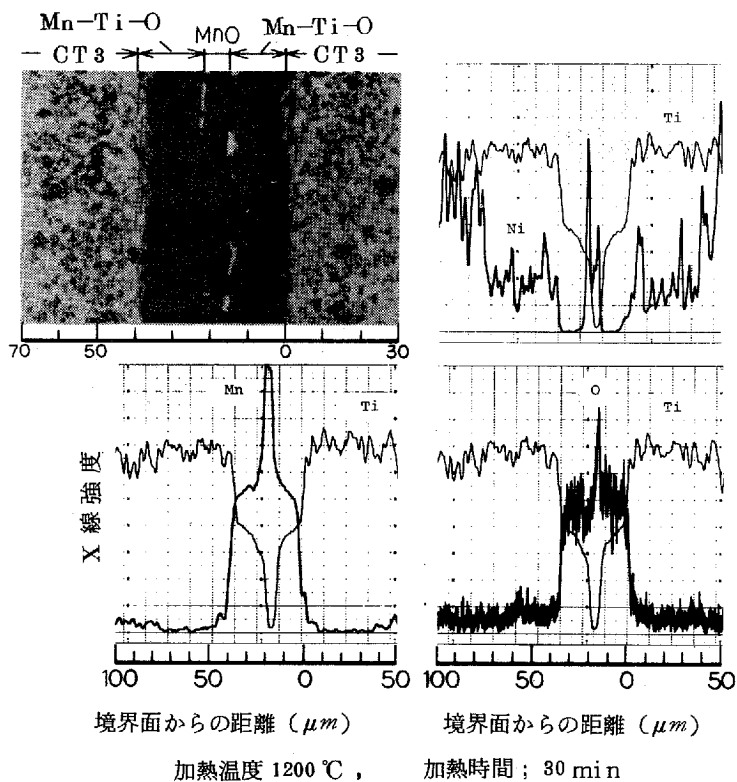


図4-10 サーメット工具(CT3)-MnO-サーメット工具(CT3)の拡散実験結果

効果と、工具および被削材間の相互拡散防止作用による摩耗抑制効果の2つが考えられる。いずれの効果が主体となるかは切削条件により左右されると考えられ、高速重切削のような条件下では摩耗促進効果が、高速軽切削のような条件下では摩耗抑制効果が強くなるものと思われる。

セラミック工具との反応については、図4-11に Al_2O_3 セラミック工具-MnO- Al_2O_3 セラミック工具の拡散実験結果を示す。顕微鏡写真ではセラミック工具中に多数の灰色部が見られるがこれは試料の表面研摩が非常に困難であったためである。なお顕微鏡写真では特に反応層らしきものは見られない。しかしながらEPMA分析結果によれば、MnO層とセラミック工具との間にMn-Al-Oが一定割合で結合したと思われる層があることがわかり、この層は図4-12⁴¹⁵⁾に示すMnO- Al_2O_3 系状態図からMnO· Al_2O_3 スピネルであると考えられる。以上の結果からMnOはセラミック工具に対しCaOや SiO_2 に比べ反応性の高い酸化物であると言えるが、FeOに対してはCaOや SiO_2 は図4-13⁴¹⁶⁾、4-14⁴¹⁷⁾に示すように非常に低い液相温度を示すのに対し、MnOは図4-15⁴¹⁸⁾に示すようにFeOに対してはかなり安定であり、このスピネル層は通常の切削条件においては摩耗抑制効果を有するといえる。

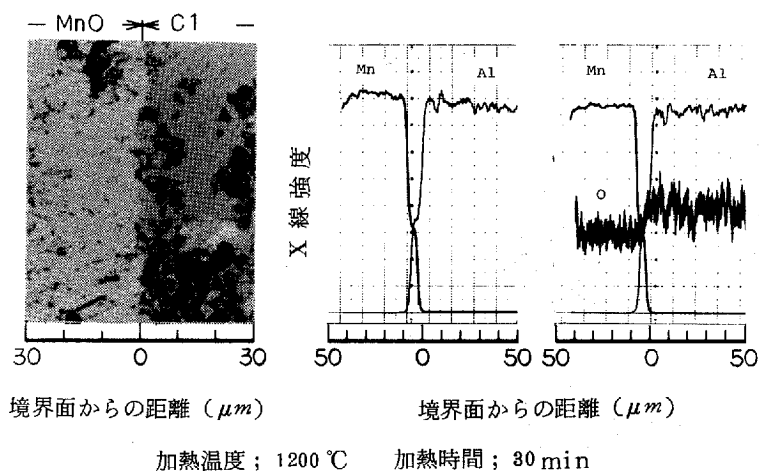


図4-11 Al_2O_3 系セラミック(C1)-MnOの拡散実験結果

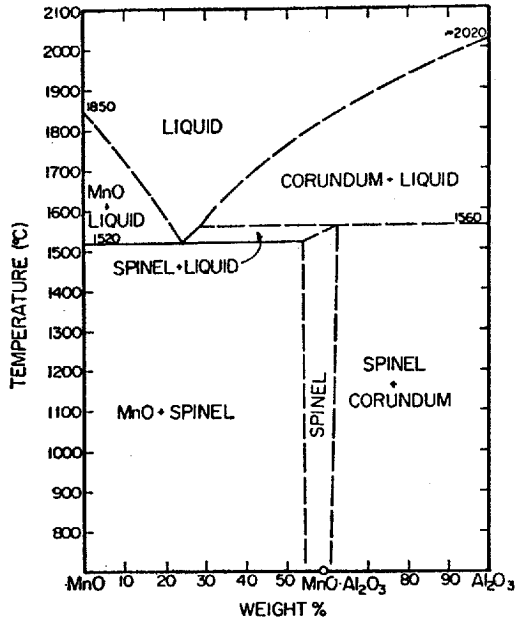


图 4-12 MnO—Al₂O₃ 系状态图
(A. Muir)

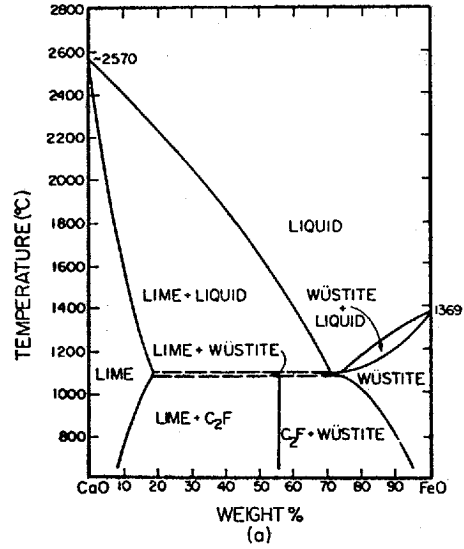


图 4-13 CaO—FeO 系状态图
(Allen and Snow)

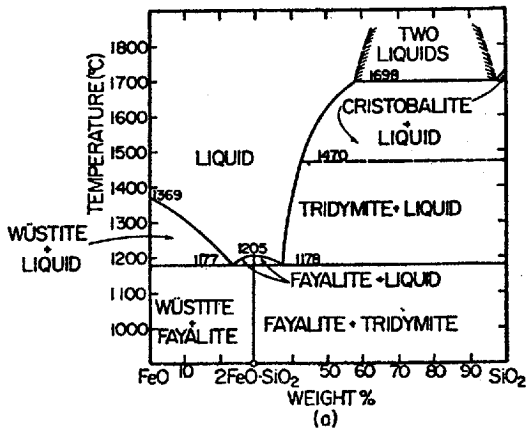


图 4-14 FeO—SiO₂ 系状态图
(N. L. Bowen and J. F. Schairer)

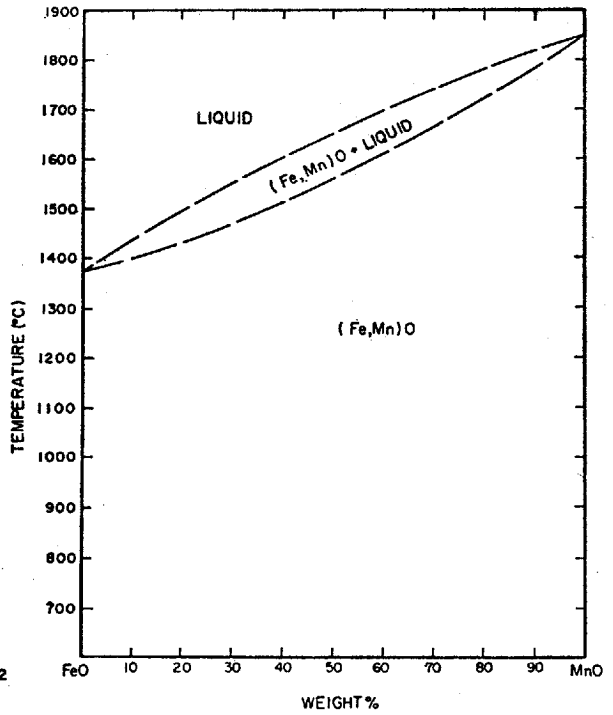


图 4-15 FeO—MnO 系状态图
(Fisher and Fleisher)

(4) Cr_2O_3

Cr_2O_3 は SiO_2 , Al_2O_3 あるいは CaO などと比べるとあまり注意の払われていない酸化物であるが、 Cr_2O_3 が被削性に対し悪影響をおよぼしている可能性があるとの報告⁴⁰⁵⁾もなされている。

Cr_2O_3 に対しては、P 10 - Cr_2O_3 - S 55 C の組み合わせのみ実験した。図 4 - 16 に拡散実験結果を示す。顕微鏡写真からは特に反応層の変化は見られないが、EPMA の分析結果によれば Cr が S 55 C および工具中に幾分拡散している以外は Co , Ti , Fe などのいずれの元素もほとんど拡散していないことがわかる。以上の結果から Cr_2O_3 は工具と被削材間の拡散防止効果は有するが、超硬工具に対する反応性は低いと言える。

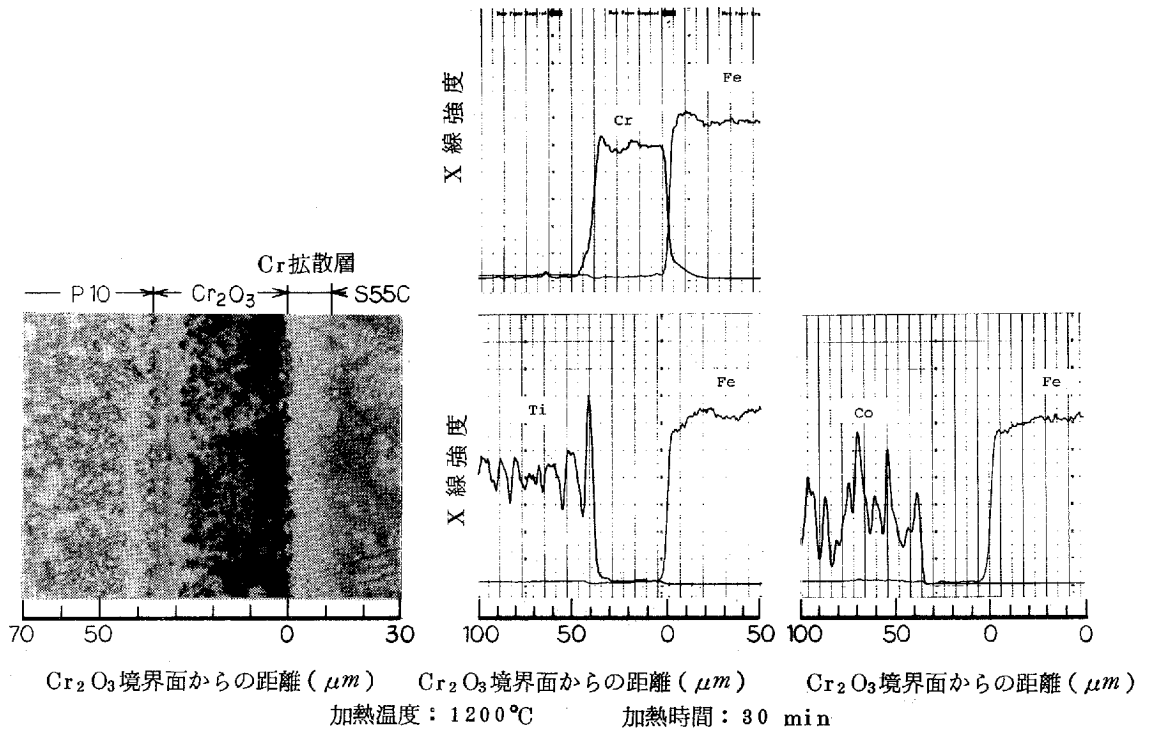


図 4 - 16 P 10 - Cr_2O_3 - S 55 C の拡散実験結果

(5) TiO_2

TiO_2 は鋼中の脱酸剤としてTi を使用した時に生成される酸化物であるが、これまで述べてきたようにFeOあるいはMnOが超硬工具やサーメット工具と反応、溶着する場合この酸化物が非常に大きな役割をしている。また鋼中にMn-Ti-O系複合介在物を含む場合は工具摩耗が改善されると言われている⁴¹⁴⁾。

TiO_2 に対しては、P 10-TiO₂-純鉄の組合わせで実験を行なった。図4-17に拡散実験結果を示す。まず顕微鏡写真からはCの拡散はほとんど生じていないことがわかる。またTiO₂層内に特に異なった様子も見られない。さらにEPMA分析結果からもFe およびCo の拡散はほとんど見られない。なおTi およびO についてはわずかに鉄中への拡散が認められる。以上の結果から、TiO₂ は超硬工具に対し反応性はほとんどないが、工具と被削材間の相互拡散の防止効果は非常に大きいと言える。

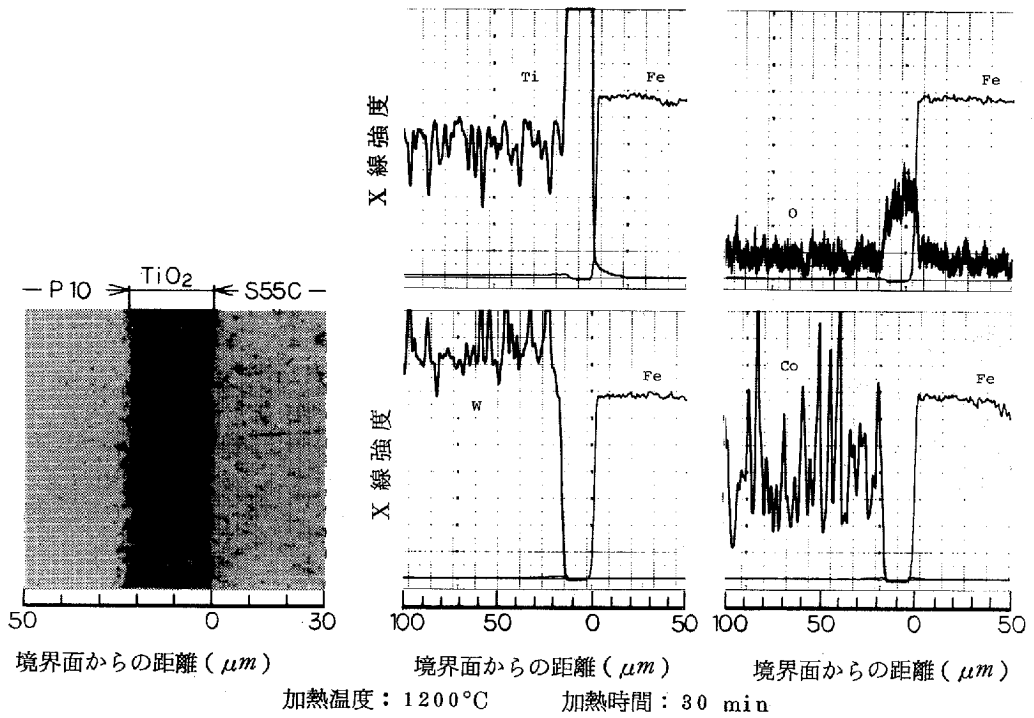


図4-17 超硬P 10-TiO₂-S 55 Cの拡散実験結果

4.3 硫化物との反応

硫化物としてはMnSを選び 表4-3に示す条件で実験を行なった。なお本実験に使用したMnSは純度85%のものであり、x線回折によればMnS以外にMnOが検出された。

MnSは代表的な快削性介在物の

一つであるが、これが快削性を与える機構としては、脆性付与による切削の摩擦係数の減少効果や、鋼の工具摩耗面に対する溶着防止効果などにあると考えられているが、このような効果は主として低速域において発揮され、100 m/min 以上の速度域では必ずしも工具摩耗は改善されない(406)とされている。

超硬工具との反応については、図4-18にP10-MnS-純鉄の拡散実験を示す。同図顕微鏡写真によれば工具からのCの拡散が認められ、さらにEPMAの分析結果からもMnS層を通してFeおよびCoの拡散が見られる。またTiについてもMnS層への流出が見られMnと同一ピークを示している。ただしWについてはMnS層への流出は見られない。以上の結果からMnSは超硬工具に対しては非常に反応性は高いが、工具と被削材間の拡散を防止する効果はほとんどないと言える、したがってMnS単独では超硬工具に対してはむしろ摩耗促進効果の方が大となる可能性があると考えられる。

表4-3 硫化物と工具および鋼の拡散実験条件

| 硫化物 | 試料組合せ | 加熱温度 | 加熱時間 | 加圧力 |
|-----|-------------|---------|--------|----------------------|
| MnS | P10 MnS 純鉄 | 1200 °C | 30 min | 62kg/cm ² |
| | CT3 MnS CT3 | | 30 | |
| | C1 MnS P10 | | 60 | |

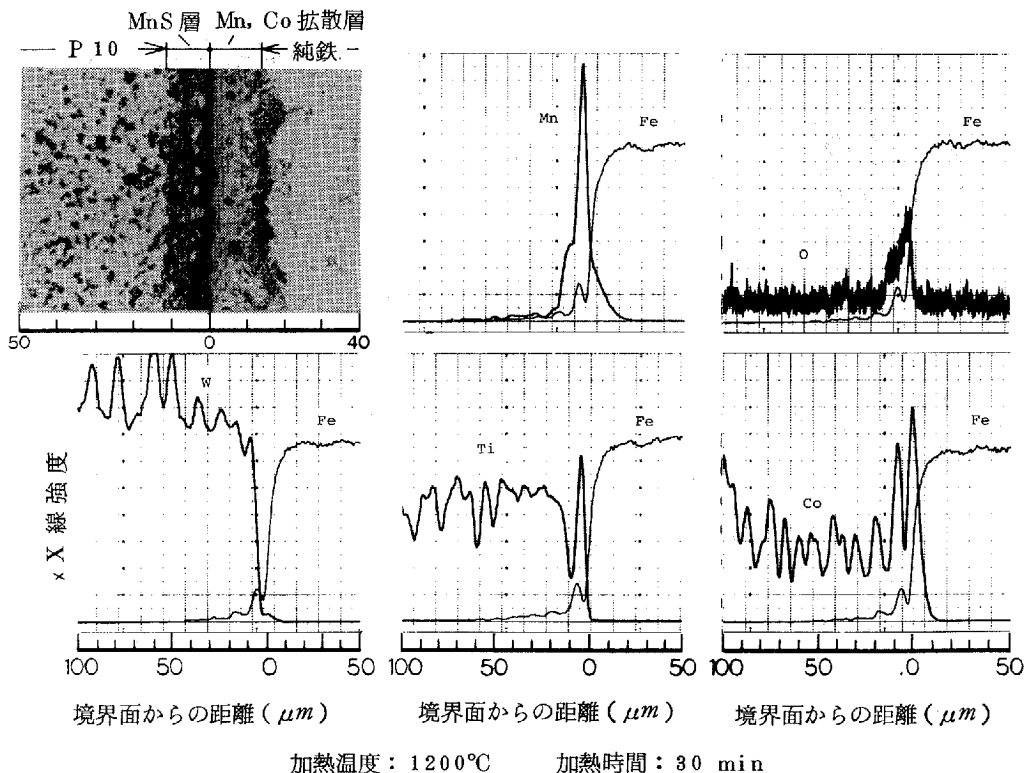


図4-18 超硬P10-MnS-S 55 Cの拡散実験結果

サーメット工具との反応については、図4-19にCT3-MnS-CT3の拡散実験結果を示す。同図顕微鏡写真によれば、MnS層内に工具表面の炭化物粒子が分離し、流出している様子が見られる。また、EPMA分析結果からも、Ti、NiのMnS層内への流出が見られ、しかもMn、Tiは逆方向のピークを示すのに対しMn、Niは同一ピークを示す部分が多い。このことからMnSの一部が金属MnとしてNiと固溶体を形成している可能性が考えられる。図4-20に示すMn-Ni状態図⁴¹⁹⁾によればMn-Ni固溶体の液相温度は約1000°Cとかなり低い。またNi-Sについても図4-21⁴²⁰⁾に示すように非常に低い液相温度を示すことから、本実験条件のような温度では液相が生じている可能性も十分に考えられる。

以上の結果からMnSはサーメット工具に対しては非常に反応性が高く、バインダであるNiのみならず炭化物をも分離、流出させるため、工具摩耗に対しては摩耗促進効果を有するものと考えられる。

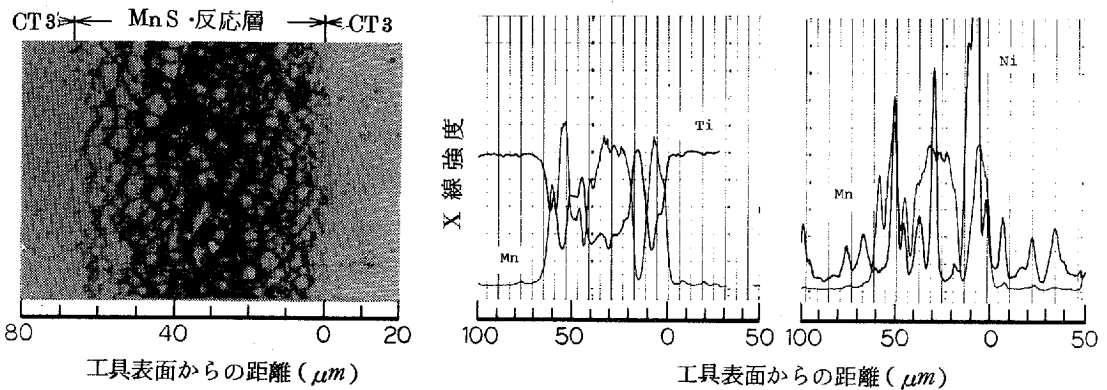


図4-19 サーメット工具-MnS-サーメット工具の拡散実験結果

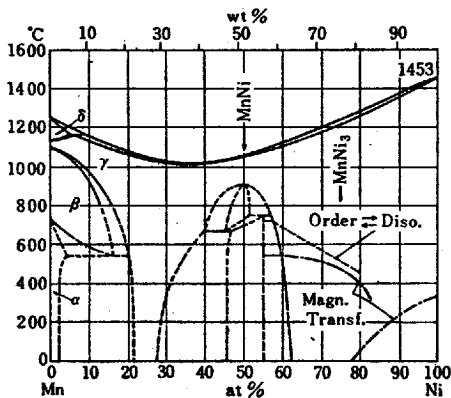


図4-20 Mn-Ni系状態図
(M. Hansen)

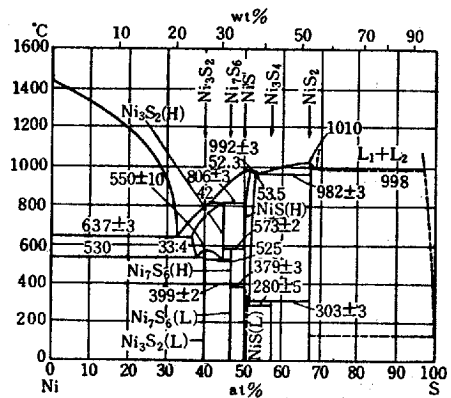


図4-21 Ni-S系状態図
(M. Hansen)

セラミック工具との反応については、図4-22に Al_2O_3 セラミック工具-MnS-(超硬P10)の拡散実験結果を示す。まず顕微鏡写真によればMnSとセラミック工具との間に幅 $8 \sim 10 \mu m$ の反応層が生じていることがわかる。この層はEPMA分析結果にも表わされており、Mn, Alが一定割合で結合している。Sについては、Sの特性X線が超硬工具中のCoの影響を受け分析不能であったが、図4-23に示すセラミック工具-MnSとの反応でのMn, Al, Sの元素分析の結果からは同反応層中にはSは検出されていない。したがって図4-22における反応層も $MnO-Al_2O_3$ セラミック工具との反応時に生じたものと同じ $MnO-Al_2O_3$ スピネルと考えられる。ただし同試料は超硬P10との反応も行なっているため同反応層中にはTiも幾分含まれている。反応層中の MnO については、原料中に混入したと考えられる MnO 以外にも、図4-24⁴²¹⁾および4-25⁴²²⁾に示す酸化物および硫化物の標準自由エネルギーから考えてMnSが酸化され MnO となっている可能性も考えられる。以上の結果からMnSはセラミック工具に対してはかなり反応性の高い介在物であると言える。なお、セラミック工具を用いて硫黄快削鋼を切削した場合、工具摩耗面上にMnを主体とした付着物が観察され、著しく工具寿命がのびた例が報告⁴²³⁾されているが、これは $MnO \cdot Al_2O_3$ スピネル層が工具摩耗抑制効果を有することを示している。

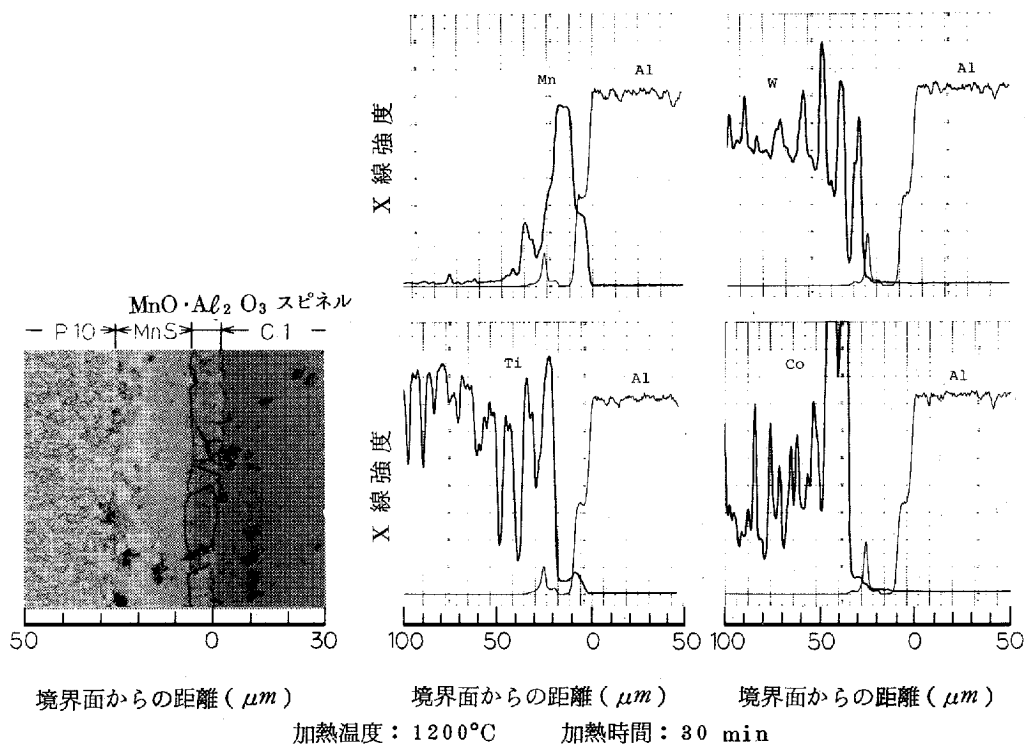
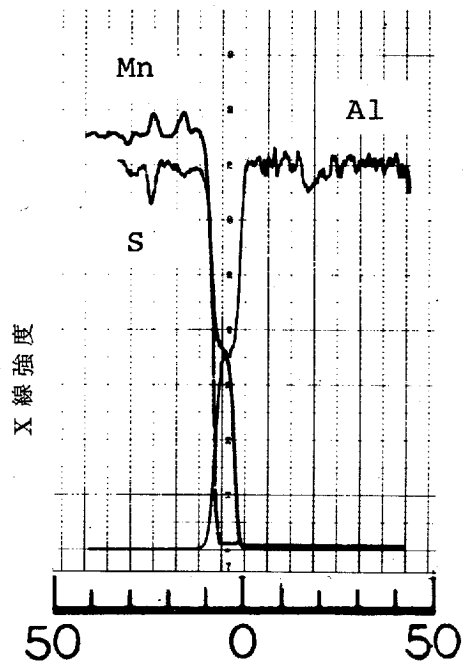


図4-22 超硬P10-MnS- Al_2O_3 系セラミック工具(C1)の拡散実験結果



C1表面からの距離 (μm)

加熱温度 ; 1200 °C

加熱時間 ; 30 min

4-23 Al_2O_3 系セラミック工具(C1)とMnSとの反応における
Al, Mn, Sの拡散

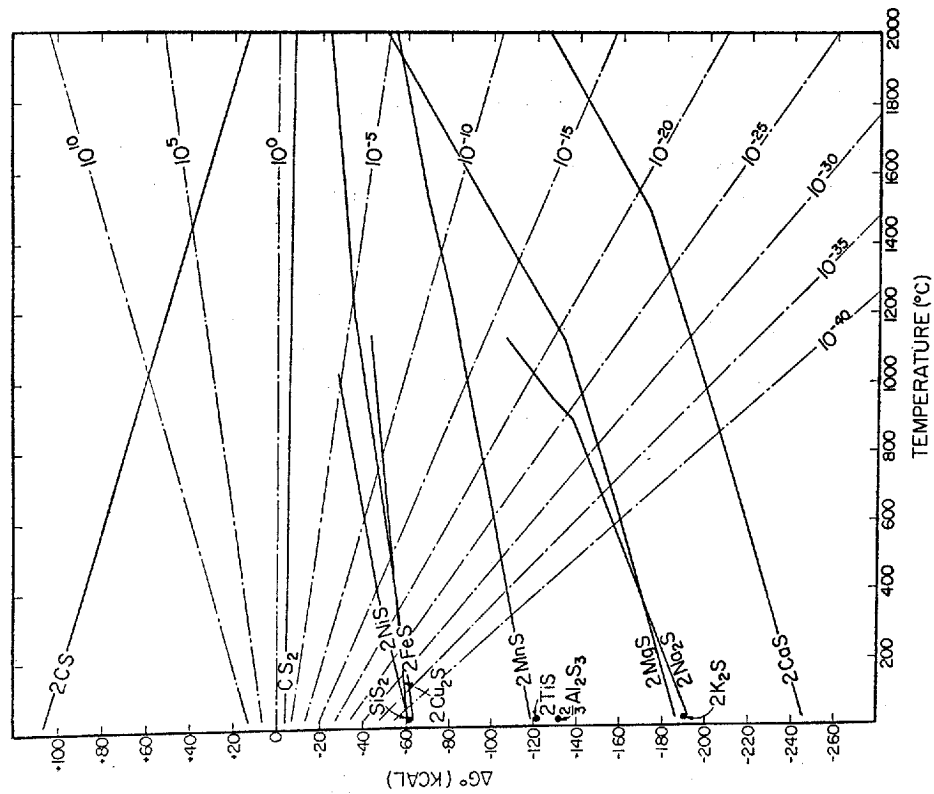


図 4—24 硫化物の標準自由エネルギー
(A. Muan)

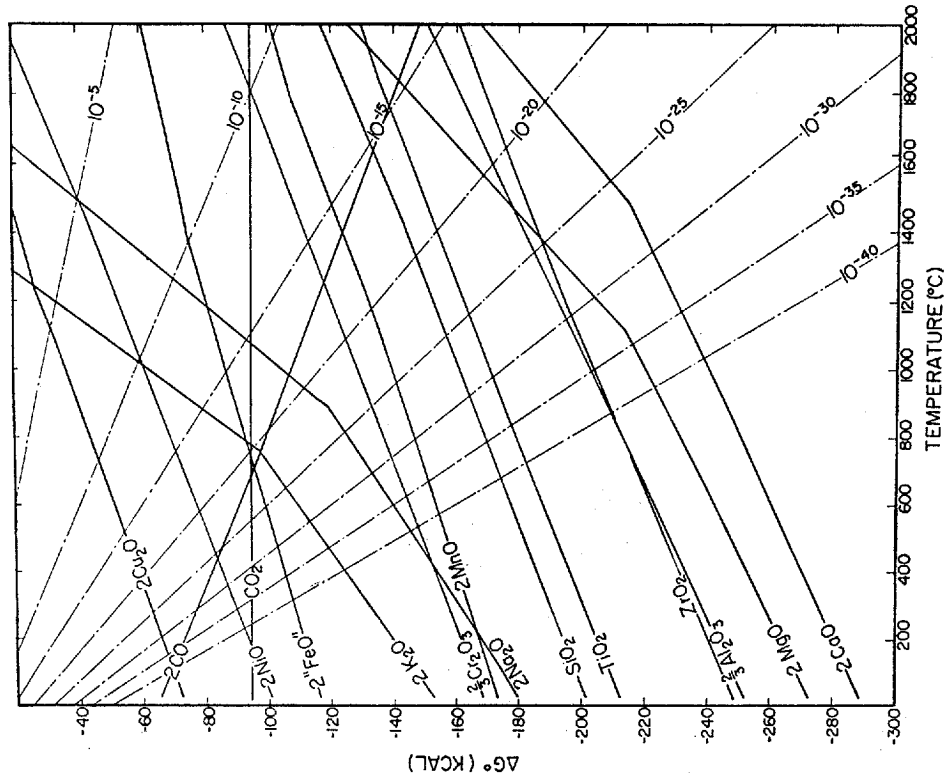


図 4—25 酸化物の標準エネルギー
(A. Muan)

4.4 酸化物・硫化物混合系との反応

酸化物・硫化物混合系としては
 ゲルナイト ($2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) と MnS を 1 : 1 に混合したものを用いた。実験条件を表 4-4 に示す。

表 4-4 酸化物・硫化物混合系と工具との拡散実験条件

| 試料組合せ | 加熱温度 | 加熱時間 | 加圧力 |
|--------------------------|--------|--------|-----------------------|
| P10 - (MnS + ゲルナイト) - C1 | 1200°C | 60 min | 62 kg/cm ² |

図 4-26 に超硬 P10 - (ゲルナイト + MnS) - Al_2O_3 セラミック工具の拡散実験結果を示す。まず顕微鏡写真によればセラミック工具境界部に幅 5 ~ 10 μm の反応層が見られる。次に EPMA 分析線図では、まず超硬工具側に注目すれば、工具表面近くでは Mn, Ca が主として検出され、Al, Si はほとんど検出されていない。なおこの Mn, Ca はほぼ逆方向のピークを示していることから両者は互いに結合しているものではないと考えられる。またこの Mn, Ca が検出される層中には、MnS との反応において見られたように、Ti, W, Co の流出が認められる。しかしながら Ti, W, Ca のいずれも Al, Si が多く検出される層には全く流出していないことがわかる。次にセラミック工具側については、MnO あるいは MnS との反応において見られたように、Mn と Al が一定の割合で結合している層が存在し、これまでの結果から考えて、 $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネル層と推定される。なお同層中には Ca も多少検出されているが、Si はほとんど含まれていないようである。以上の結果から、ゲルナイト + MnS 混合系の場合は超硬あるいはセラミック工具のいずれ

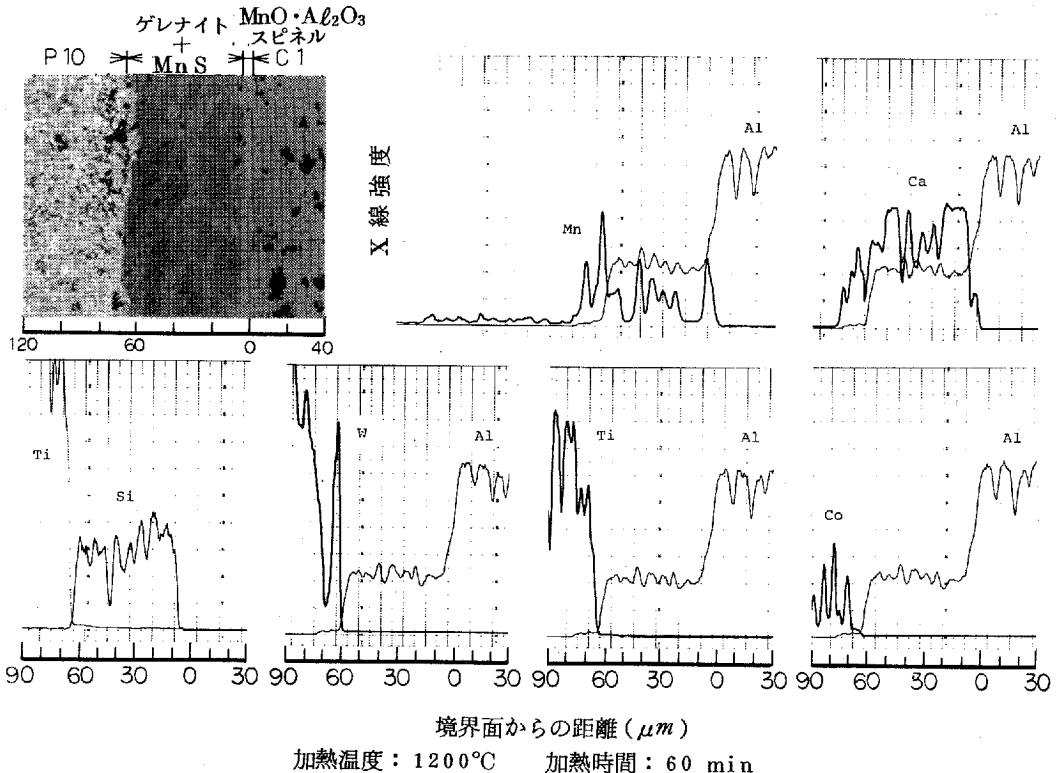


図 4-26 超硬 P10 - (MnS + ゲルナイト) - Al_2O_3 系セラミック工具 (C1) の拡散実験結果

に対してもMnSあるいはMnOが工具表面に選択的に付着、反応する傾向があることがわかる。ところでこのようなMnS (MnO) の工具表面に対する選択的付着傾向が工具摩耗におよぼす影響としては、超硬工具に対しては多量のMnSは工具を侵食させるためグレナイトの摩耗抑制効果を減少させると考えられるが、適量のMnS (MnO) であればグレナイトの工具摩耗面に対する付着力を向上させる効果が期待できる。またセラミック工具に対してはMnS (MnO) の付着は工具とグレナイトおよび被削材の直接接触を防止するため、グレナイトの持つ工具摩耗促進作用を減少させる効果を有するものと考えられる。一例としてS添加したCa脱酸鋼では⁴⁰⁴⁾ ①低速域から高速域まで広い速度範囲にわたってベラーグを生成し、その組成は切削温度に応じて変化している。②超硬工具の摩耗は、被削材へのS添加によってやや少なくなるが、脱酸法の影響の方がはるかに大きく、Ca-Si脱酸鋼が最も良い結果を示す。③セラミック工具に対してはCa脱酸鋼にSを添加した鋼では、無添加の鋼に比べ著しく工具摩耗は小さくなる。などが明らかにされている。

4.5 非金属系介在物の拡散防止作用と工具面付着機構

これまでの拡散実験の結果から考えると、工具摩耗を減少させるには拡散防止効果のある非金属介在物を工具表面に安定に付着させる必要がある。表4-5は本実験に用いた酸化物および硫化物の各工具に対する反応性と、工具と被削材間の拡散防止効果をまとめたものである。同表から、超硬工具に関しては（恐らくサーメ

表4-5 酸化物および硫化物の工具および被削材に対する反応性

| 酸化物 硫化物 | 工 具 | | |
|--------------------------------|---|--|--|
| | 超硬 (P10) | サーメット | セラミック |
| グレナイト | P10-グレナイト-S55C 反応性 ほとんどなし C, Fe, Co拡散なし | | 白セラ-グレナイト-黒セラ 反応性 有り (溶着) Ca, Si拡散見られず |
| FeO | P10-FeO-純鉄 反応性 大 C, Fe, Ti, W拡散 | サーメット-FeO-サーメ ット 反応性 大 MnO中にNi, Ti拡散 | 白セラ-FeO-黒セラ 反応性 大 FeO · Al ₂ O ₃ スピネル |
| MnO | P10-MnO-純鉄 反応性 有り, MnO中にTi C, Fe, Co拡散なし | サーメット-MnO-サーメット 反応性 有り, MnO中にTi Ni拡散なし | 白セラ-MnO-黒セラ 反応性 有り MnO · Al ₂ O ₃ スピネル 層 |
| Cr ₂ O ₃ | P10-Cr ₂ O ₃ -S55C 反応性 小, 工具中にCr Fe, Co拡散なし | | |
| TiO ₂ | P10-TiO ₂ -純鉄 反応性 ほとんどなし Fe, Co, C拡散なし | | |
| MnS | P10-MnS-純鉄 反応性 大 C, Fe, Co, Ti, Mn拡散 | サーメット-MnS-サーメット 反応性 大, 液相出現? MnS中にNi, Ti拡散 | 白セラ-MnS- (P10) 反応性 有り (溶着) MnO · Al ₂ O ₃ スピネル層 |
| グレナイト + MnS | P10-(グレナイト+MnS) 反応性 有り (溶着) C, Fe, Co拡散なし | | 白セラ-(グレナイト+MnS) 反応性 有り, 工具表面に MnO · Al ₂ O ₃ スピネル層 |

ット工具も同様と思われるが) 被削材との拡散防止効果のある介在物は反応性が低く、逆に反応性の高い介在物は拡散防止効果があまり期待できないと言える。なおセラミック工具については幾分事情が異なるようである。したがってこれらの介在物はいずれも単独では摩耗抑制の効果は少なく、数種の効果の異なる介在物を適当に組み合わせることにより始めて反応性(付着性)と耐拡散性を兼ね備えた介在物ができると言える。以下超硬およびサーメット工具に関し、どのような介在物を組み合わせれば良いかを検討してみる。

まず、工具面上に介在物を安定に付着させる点については、工具に対し反応性の高い介在物が必要となる。ところでこれまで述べてきたように、超硬およびサーメット工具と非金属介在物との反応は工具中のTiCの酸化によるためである。元来TiはOおよびCのいずれとも固溶体を形成し、しかも両者は互いに固溶し合う⁴²⁴⁾とされているが、図4-25、4-27⁴²⁵⁾に示すように両者の標準自由エネルギーは1200℃でTiC

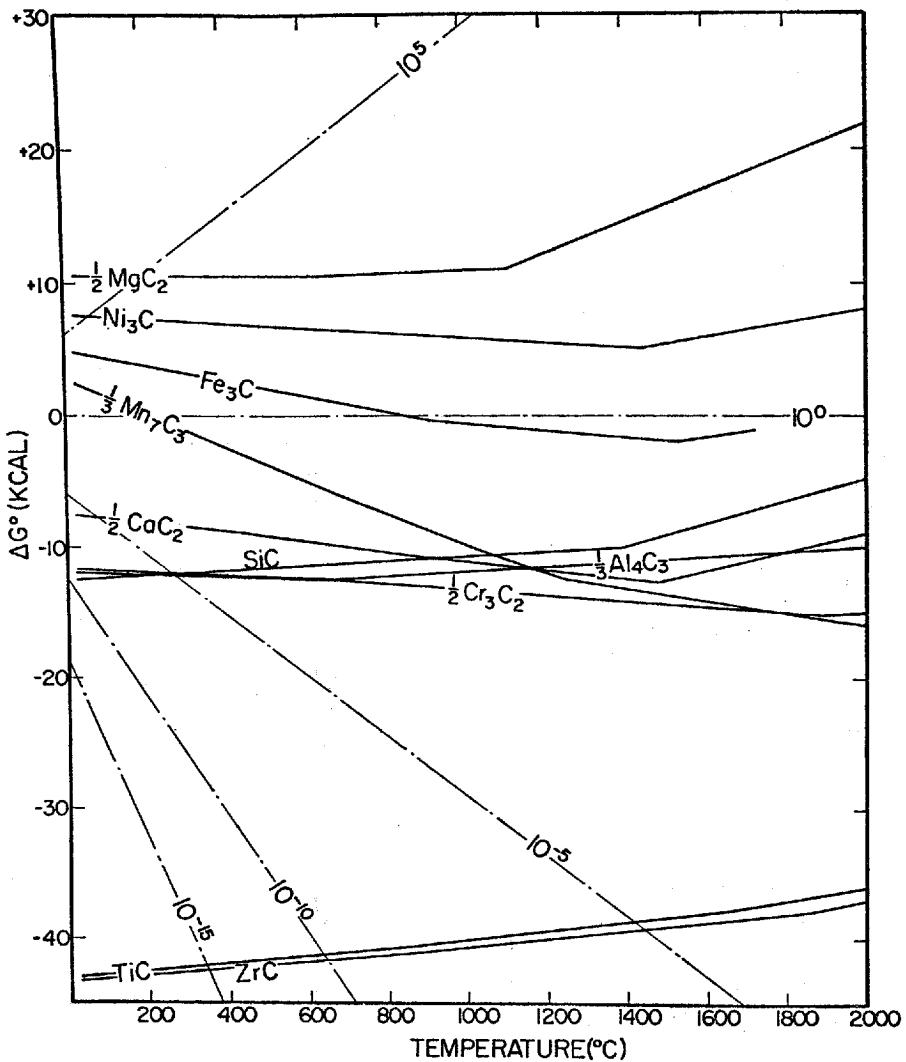


図4-27 炭化物の標準自由エネルギー
(A. Muan)

が約 -4.0 kcal/mol TiO_2 が約 -160 kcal/mol と TiO_2 の方がはるかに安定である。すなわち TiC は常に O と結びつき、より安定になろうとする傾向を有すると言える。したがって超硬およびサーメット工具に対する反応性非金属介在物としては、 TiC に O を供給し、しかも Ti 酸化物と安定な固溶体あるいはスピネルを作る介在物が好ましいと言える。なお、 TiC に O を与える酸化物としては図4-23に示す TiO_2 の標準自由エネルギーが目安となり、 TiO_2 よりも安定な酸化物は O を与え難いものと考えられる。

次に耐拡散性を有する介在物(酸化物)の条件としては、切削条件下である程度の可塑性を有し、被削材中の Fe により還元されることがなく、しかも工具との反応性を有する介在物と安定に結合する介在物(酸化物)である必要がある。以上の点からすれば、極端に融点の高いもの、あるいは図4-25に示す FeO の標準自由エネルギーよりも小さい値(絶対値)を持つ酸化物は不適であると言える。

どのような介在物の組み合わせが上記の条件を満足する可能性があるかを本実験結果から推定すると、 MnO あるいは MnS を反応性介在物として、 MnO 、 Al_2O_3 、 SiO_2 、 CaO 、 TiO_2 、 Cr_2O_3 などを2種以上組合わせた複合酸化物が考えられる。図4-28⁴²⁵⁾、^{29 426)}に MnO とこれらの酸化物の状態図を参考として示す。ただし反応性介在物は本質的には工具を弱化させる介在物であり、耐拡散性介在物を有効に作用させる最適量が存在すると考えらる。したがってそのコントロールには十分な注意を払う必要がある。

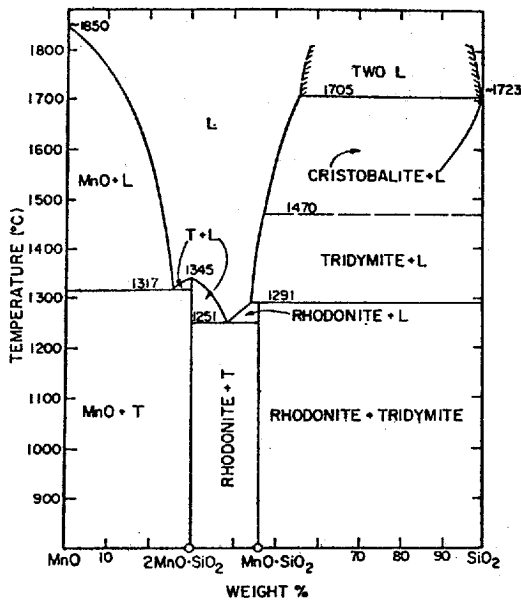


図4-28 MnO— SiO_2 系状態図
(F. P. Glasser)

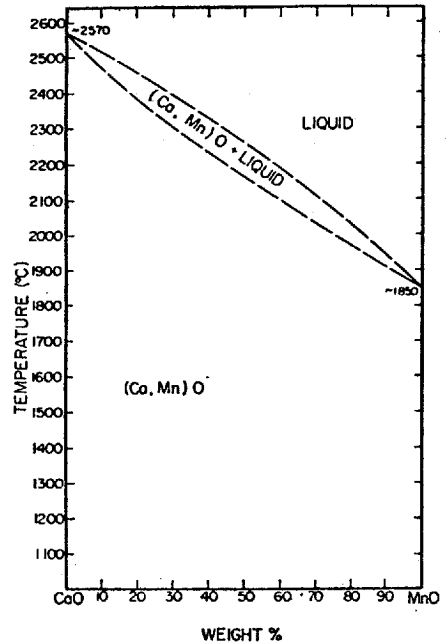


図4-29 CaO—MnO系状態図
(A. Muan)

なお、サーメット工具については基本的な考え方は超硬工具の場合と同様であるが、実験結果にも見られたように、工具のNiはMnあるいはSと低融点の固溶体を作ることから、Mn系介在物については注意を要する。

次にセラミック工具に関しては、ゲレナイトおよびMnO (MnS) はいずれもセラミック工具に対し反応性を持つが、前者は摩耗促進作用を有するのに対し、後者は摩耗抑制効果を持つと言える。前者の摩耗促進作用はゲレナイト中のCaOやSiO₂が工具摩耗面上に生成されるFeOに対し反応しやすいためであり、後者の摩耗抑制効果はMnOがFeOに対し安定なためであると考えられる。したがってセラミック工具に対しても鋼材中の非金属介在物を適当に調整することにより（すなわちセラミック工具に対し反応性を有し、しかもFeOに対しては安定な介在物とする）、工具寿命の改善が可能と考えられる。

4.6 結 論

鋼中の非金属介在物と超硬、サーメット、セラミックの各工具および鋼との間で拡散実験を行ない、工具と非金属介在物の反応および非金属介在物が工具と被削材間の反応におよぼす影響について調べた。得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) 超硬工具に対しては、FeO、MnSは非常に反応性の高い介在物であり、工具と被削材間のFe、Co、Cの相互拡散を防止する効果はない。MnOは工具中のTiCを介し工具と反応するが、工具と被削材間の拡散防止効果を有する。ゲレナイト(2CaO·Al₂O₃·SiO₂)、Cr₂O₃、TiO₂は工具と被削材間の拡散防止効果は優れているが、MnOに比べさらに反応性は低い。
- (2) サーメット工具に対しては、FeO、MnSは非常に反応性が高く、工具と被削材間の相互拡散を防止する効果は期待できないばかりか、工具寿命に対しては悪影響さえおよぼす可能性がある。MnSは工具中のTiCを介し反応するが、MnSほどの反応性はない。
- (3) セラミック工具に対しては、FeO、MnO、MnSはゲレナイトに比べ反応性が高く、特に、ゲレナイト+MnSと反応させた場合には、セラミック工具表面にMnO-Al₂O₃スピネル層を選択的に形成する。

参 考 文 献

- 401) W. König : Industrie - Anzeiger, Essen, 87Jg. Nr. 26 - 30, März, Nr. 43 - 28, Mai, Nr. 51 - 25, Juni (1965) 61, 131, 165.
- 402) 佐田登志夫, 平尾政利 : 精密機械, 37, 5 (1971) 323.
- 403) 赤沢正久, 黒岩和也 : 精密機械, 42, 2 (1976) 94.
- 404) 精機学会切削加工専門委員会 : S 45 Cカルシウム脱酸鋼の被削性におよぼす硫黄含有量の影響, 被削性小委員会研究報告, (1979)

- 405) 精機学会切削性専門委員会：精密機械，42, 2(1976) 120.
- 406) 荒木 透：日本金属学会会報，17, 2(1978)94.
- 407) Arnulf Muan, E. F. Osborn, 宗宮重行訳；製鉄製鋼における酸化物の相平衡，技報堂，(1971) 81.
- 408) W. König, N. Diederich：Annals of the C I R P, 17(1969) 17.
- 409) 中山 登，梶原 弘，林 弘，水草 新：名古屋工業技術試験所報告，19, 16-17(1970)57.
- 410) 安永暢男，小原 明，樽見 昇：摩耗における界面固相反応の効果とその精密加工への応用に関する研究，電子技術総合研究所研究報告，776(1977).
- 411) 前出 407) P 46.
- 412) 前出 407) P 72.
- 413) 荒木 透，山本重男：日本機械学会誌，78, 683(1975)971.
- 414) 前出 407) P 83.
- 415) 前出 407) P 81.
- 416) 前出 407) P 62.
- 417) 前出 407) P 77.
- 418) 日本金属学会編；金属データブック，丸善，(1974) 467.
- 419) 同上 418) P 553.
- 420) 前出 407) P 8.
- 421) 前出 407) P 4.
- 422) 鳴瀧則彦，村越昭男：精密機械，42, 3(1976)221.
- 423) 西村秀雄，木村啓造：日本金属学会誌，20, 10 (1956) 589.
- 424) 前出 407) P 10.
- 425) 前出 407) P 70.
- 426) 前出 407) P 86.

第5章 拡散反応に基づく各工具の摩耗機構

第2章においては高速切削域における工具摩耗は熱活性化過程的性格を示すことを明らかにし、高温下における工具と被削材の挙動が工具摩耗に重要な影響をおよぼすことを示した。第3章では高温・高圧下における工具と被削材間の拡散反応について調べ、高温・高圧の条件下における各元素の拡散を明らかにした。さらに第4章においては鋼中の非金属介在物がこれらの反応におよぼす影響について検討した。本章ではこれらの結果をもとに、各工具の摩耗機構を切削時における工具と被削材間の拡散反応を主体に考察してみる。

超硬工具

まず、拡散実験によって得られた結果をまとめると次のようになる。

- (1) 高温・高圧下においては鋼との間に工具からは Co 、 W 、 C が、鋼からは Fe が互いに拡散するが、これらは工具成分、鋼中の炭素量、コーティング層、工具と鋼との間に作用する圧力などに大きく左右される。
- (2) 工具成分については、 WC-Co 系は複炭化物系に比べ η 相の生成および C の拡散流出が多い。また C-Co 系では Co 含有量が多いほど、工具からの Co 、 C の流出、鋼からの Fe の流入が多く、さらに η 相の生成量も多くなる。
- (3) 鋼中の炭素量については、その量が多くなるほど、 Co の流出量、 Fe の拡散侵入深さ、量とも増大する。また鋳鉄との反応では工具内部の炭化物粒子が鋳鉄中へ分離流出した部分が見られ、この部分においては Fe 、 Co の著しい拡散が生じている。
- (4) コーティング層については、 Fe 、 Co の拡散を防止する被覆層と防止効果のない被覆層がある。
- (5) 圧力については、圧力の増加は C の拡散流出を著しく増大させる。また Fe 、 Co の拡散については、圧力の増加にともない、 Fe はほぼ一定量の拡散を示すのに対し、 Co は減少の傾向を示す。一方、第1章で述べた工具摩耗面の観察を要約すると以下のようなになる。
 - (1) 工具摩耗面における炭化物粒子の切りくずに接した面は非常に滑らかである (501, 502)
 - (2) K系工具 (WC-Co 系工具) の摩耗粉は非常に小さい ($0.1 \mu\text{m}$ 以下 (503)あるいは $1 \sim 50$ 原子直径 (504)) がP系工具 (複炭化物系工具) の摩耗粉はこれに比べ幾分大きい ($0.1 \mu\text{m}$ 以上 (503)あるいは $1 \mu\text{m}$ 程度 (504))。ただしP系工具も切削速度が増加すれば摩耗粉は小さくなる。
 - (3) 工具摩耗面においては η 相は見られない (502, 505)。
 - (4) Co は工具表面近くで濃度の減少が見られるのに対し、 W 、 C は工具内部での濃度変化は見られない (505)。

以上の摩耗面の観察結果を各項ごとに、拡散実験結果と比較しながら以下検討する。

まず、(1)および(2)項の、炭化物粒子の摩耗面が滑らかである点および、摩耗粉が非常に微細である点については、工具中の炭化物粒子が切りくず (あるいは被削材) に接した面から除々に持ち去られていることを意味し、粒子単位で脱落する現象の少ないことを示している。ところで炭化物が粒子単位で脱落するという機構は

第1章でも述べたように拡散実験の結果、すなわちCoの多量の拡散流出から推定された機構である。しかしながら本研究によればCoの拡散は圧力の増加とともに減少することから、実際の切削時においてはCoの流出による炭化物粒子間の結合力の低下は少ないと考えられる。ただし工具炭化物がTiCを含む場合は切りくず(あるいは被削材)に対する炭化物の溶解速度が低いためCoの拡散速度との関係から炭化物が粒子単位で持ち去られる可能性も考えられる。また炭化物の摩滅については、拡散実験においても見られたCの拡散流出による炭化物の分解・弱化が原因と考えられ、TiCを含む複炭化物系工具がWC-Co系工具に比べ摩滅速度が低い原因としては、WCに比べTiCの標準自由エネルギーが非常に大きい(絶対値で)ためと思われる。

次に(3)項の、工具摩耗面では η 相が見られないことについては、高温高压下における拡散実験で明らかになったように、圧力の増加にともない η 相の生成が減少することが原因と考えられる。

さらに(4)項の、Co, W, Cの工具内部での濃度変化については、Coについては前述のとうりであるが、Cについては拡散実験の結果と工具摩耗面の観察結果は一見して相反するように思われる。しかしながらこれは以下に述べるように、工具中におけるCの拡散速度が工具摩耗の速度に比べ小さいためであると考えられる。すなわち、例えば図2-16によれば超硬P10でS45Cを切削した場合、切削温度1200°Cにおけるクレータ深さ進行速度は100 $\mu\text{m}/\text{min}$ である。一方Cの拡散速度は、Fe中におけるCの拡散の活性化エネルギー82 kcal/mol⁵⁰⁶⁾に比べ、WC中におけるCの拡散の活性化エネルギー59 kcal/mol⁵⁰⁴⁾の方が大きいため、後者の拡散速度により決定される。ところで、拡散定数をD、拡散時間をtとしたとき \sqrt{Dt} はt時間の拡散により濃度変化が認められ得る距離にほぼ等しくなる⁵⁰⁷⁾。そこで1200°Cで1min加熱した場合の濃度変化が認められる距離 \sqrt{Dt} を求めると、

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

より、 $D_0 = 0.92 \times 10^{-2} \text{ cm}^2/\text{sec}$ 、 $Q = 40.4 \text{ kcal/mol}$ 、 $T = 1473^\circ \text{ K}$ とすれば、(なおここで D_0 およびQはWC中におけるCの D_0 が不明なため、W中におけるCの拡散データを用いた。これによるとQがWCの場合に比べ小さくなるが、Dすなわち \sqrt{Dt} は大きくなるため、比較上は問題はない)。

$$D = 9.2 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{sec}$$

したがって $t = 60 \text{ sec}$ とすれば

$$\sqrt{Dt} = 5.2 \mu\text{m}$$

となる。この値は工具の摩滅速度100 $\mu\text{m}/\text{min}$ に比べれば非常に小さく、濃度変化が現われる以前に既に摩耗していることとなる。

以上、工具摩耗面において見られた現象と、高温高压下での拡散実験の結果が矛盾しないことから、高速切削時における超硬工具の摩滅現象は次のように考えることができる。

- (1) 高速切削時においては、工具と切りくず(あるいは被削材)との間でCoとFeの相互拡散が生じるが、

量的にはあまり大きなものではなく、これが直接工具摩耗に結びつくとは考えられない。

- (2) 工具の摩耗速度を決定するものは、炭化物からのCの拡散と考えられ、TiCを含む複炭化物系工具がWC-Co系工具に比べ摩耗速度が低い理由は、TiCがWCに比べ熱的に安定なためである。
- (3) 工具摩耗面においてC濃度の減少が見られない理由は炭化物におけるCの拡散速度よりも工具の摩耗速度の方が大きいためである。
- (4) コーティング工具の切削性能が通常工具に比べ優れている理由は、被覆層が工具母材に比べ熱的に安定なためであると考えられ、被覆層の持つ工具母材と被削材間の拡散反応抑制効果は主要因とはならないと考えられる。
- (5) 鋼中の非金属介在物が超硬工具の摩耗におよぼす影響は、超硬工具に対して反応性の高い介在物(MnSなど)は工具と被削材間のFe, Co, Cの相互拡散を防止する効果はないが、工具と被削材間の拡散防止効果の優れた介在物(ゲレンイト, TiO_2)を工具表面に安定して付着させる役割を持つと考えられ、このような耐拡散性の優れた介在物が摩耗面に付着すると工具摩耗は著しく減少する。

サーメット工具

拡散実験によって得られた結果をまとめると、以下のようになる。

- (1) サーメット工具のバインダであるNiは超硬工具中のCoとほぼ同様の拡散形態を示し、FeもNi層を通じ拡散侵入する。なお工具からのCの拡散流出も見られるが、超硬工具に比べればかなり少ない。またこれらの拡散は超硬工具と同様、工具成分、圧力などの影響を強く受ける。
- (2) 工具成分の影響については、窒化物を含有するサーメット工具はこれを含有しない工具に比べ、W, Moの拡散が多い。Wについては窒化物系工具の方が含有量が多いためであり、Moについては窒化物系と炭化物系でMoの固溶状態が異なるためと思われる。
- (3) 圧力の影響については、Ni, Tiの拡散は圧力の増加にともなって減少するが、工具からのCの拡散は逆に増加する。

以上の結果は、サーメット工具と鋼との間の拡散反応は超硬工具の場合とほぼ同様であることを示している。また、第2章の切削実験の結果も、サーメット工具と超硬工具の熱的摩耗は同一の機構と考えられることを示している。

したがって、サーメット工具の切削時における摩耗現象は超硬工具の場合とほぼ同様に以下のように考えられる。

- (1) 高速切削時においては、工具と切りくず(あるいは被削材)との間でNiとFeの拡散が生じるが、量的にはあまり大きなものではなく、これが直接工具摩耗に結びつくとは考えられない。
- (2) 工具の摩耗速度を決定するものは、炭化物からのCの拡散と考えられる。なお、工具中にTiC以外の異種炭化物や窒化物を含む場合は、これらの熱的安定性が工具摩耗に影響をおよぼすと考えられる。
- (3) 鋼中の非金属介在物がサーメット工具の摩耗におよぼす影響は、工具主成分がTiCであることから超硬工具の場合とほぼ同様と考えられる。しかしMnSに対してはNi-MnおよびNi-Sの液相温度がそれぞれ約1000℃および約640℃であることから、切削条件によってはMnSは工具摩耗に悪影響をおよぼす可能性がある。

セラミック工具

セラミック工具は鋼との拡散実験の結果からも明らかなように、Fe に対する反応性はほとんどない。しかし第4章で示したように、鋼中の非金属介在物とはかなりの反応性を示す。

以下、非金属介在物との反応の結果を要約すると次のようになる。

- (1) グレナイト ($2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) はセラミック工具に対し溶着性を示すが、FeO やMnOに比べればその反応性は低い。
- (2) FeO, MnO, MnS はセラミック工具に対し反応性が高く、FeO は工具表面に $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネル層、MnO, MnS は $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネル層を形成する。
- (3) グレナイトとMnS (MnO) を混合してセラミック工具と反応させた場合は、工具表面に選択的に $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネル層を形成する。

また、切削実験の結果によれば、セラミック工具の摩耗は、

- (1) 炭素鋼の高速切削においては工具面上に $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネルの生成が見られる。(508)。
- (2) Ca 脱酸鋼を切削した場合は普通炭素鋼を切削した場合に比べ摩耗が大きいの(509)。
- (3) Ca 脱酸鋼にSを添加した鋼材を切削した場合は、Ca 脱酸鋼に比べ摩耗が減少する場合がある(509)。
- (4) 硫黄快削鋼を切削した場合、著しく工具摩耗が減少する場合がある(510)。
- (5) 高速切削時にクレータ摩耗が著しく発達する場合があるが、この場合すくい面上に多量のFeが付着していた。

などが特徴となっている。

以上の結果から、高速切削時におけるセラミック工具の摩耗は次のように考えられる。

- (1) セラミック工具で普通炭素鋼を切削した場合、工具表面に付着したFeOを介して被削材が工具に溶着する。この溶着とそれに続く剥離の繰り返しは普通炭素鋼の切削時における工具摩耗の主要因と考えられる。
- (2) Ca 脱酸鋼を切削した場合は、被削材中のCaO, SiO_2 が工具表面に付着、拡散するが、CaO, SiO_2 はFeOと容易に反応するため、工具表面を軟化させ摩耗を促進させる。
- (3) MnOあるいはMnSを含む鋼材を切削し、工具表面に $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネル層が生成される場合は、FeOに対しMnOが安定であるため、工具摩耗は減少するものと考えられる。

C B N 工具

拡散実験の結果から

- (1) CBN粒子自体はFeに対し安定であるが、工具として焼結した場合は、結合層中のCoやBが拡散する場合がある。

また切削実験の結果からは

- (1) 被削材がHRC 60以上の高硬度においては、CBN工具のクレータ摩耗は大きく発達するが、逃げ面摩耗幅は切削時間が経過してもあまり大きくならない。また工具切刃は非常に鋭利である。
- (2) 切削温度は被削材硬度の増加とともに上昇するが、HRC 50を越えるとかえって低下する。これは切りくずが鋸歯状になるためと考えられる。

などが明らかとなった。

以上の結果および、超硬、サーメット工具の摩耗機構から考えてCBN工具の摩耗は以下のように考えられる。

- (1) 切削中に被削材と工具のバインダとの間で相互拡散が生じて、これが直接工具摩耗の主要因になることは考えられない。
- (2) CBN粒子は鉄に対し安定であり、さらに高硬度材の切削においては切削温度もあまり高くないことから、工具と被削材間の拡散反応が工具摩耗に占める割合は小さいものと考えられる。
- (3) 以上の結果から、CBN工具の摩耗はいわゆる機械的摩耗（ここでは溶着剥離もこれに含む）がその主体であると考えられる。

参 考 文 献

- 501) E. M. Trent : Journal of Iron and Steel Institute , Dec .(1968) 1001.
- 502) Y. Naerheim , E. M. Trent : Metals Technology , Dec . (1977) 548.
- 503) 上原邦雄, 竹下英夫, 仁料健治, 桜井 充: 精密機械, 42, 6(1976)445.
- 504) N. H. Cook: Transaction of ASME, Nov , (1973) 931.
- 505) 赤沢正久, 赤瀬繁之, 橋口栄弘, 鈴木堅市: 昭和53年度精機学会秋季大会学術講演会前刷, (1977)73.
- 506) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1974) 25.
- 507) Paul G. Shewmon : Diffusion in solids , McGraw - Hill , (1968) 52.
- 508) 中山 登, 梶原 弘, 林 弘, 水草 新: 名古屋工業技術試験所報告, 19, 16 - 17(1970)57.
- 509) 精機学会切削加工専門委員会: 被削性小委員会研究報告(1979)
- 510) 鳴瀧則彦, 村越昭男: 精密機械, 42, 3(1976)221.
3 (1976) 221.

第 6 章 結 論

本研究は、超硬、サーメット、セラミックおよびCBNの各工具について、溶着、拡散に基づく熱的摩耗を明らかにし、摩耗対策に必要な工具および被削材に関する基礎資料を得ることを目的とした。実験はまず各工具の摩耗特性を把握するため切削実験を行ない、工具摩耗および切削温度を調べ、熱的摩耗の発生開始温度や熱的摩耗領域における摩耗速度と切削温度との関係を求めた。次に各工具と鉄、鋼との間で拡散実験を行ない両者間に生じる反応について明らかにし、反応におよぼす工具成分や工具と鋼間に作用する圧力などの影響について検討した。さらに、実際の切削においては鋼材中の非金属介在物が工具寿命に多大の影響をおよぼすことから、各工具と鋼材中に含まれる酸化物あるいは硫化物との間で拡散実験を行ない、これらの介在物と工具との反応および、介在物が工具と鋼との反応におよぼす影響について明らかにした。

得られた結論を要約すると以下のようになる。

1. 各工具の摩耗特性および拡散実験結果

(1) 超硬工具

切削実験によれば、工具摩耗が切削温度に支配される領域すなわち熱的摩耗の領域は平均切削温度で $800 \sim 900^{\circ}\text{C}$ から始まり、同領域内においては平均切削温度と逃げ面およびすくい面の摩耗速度との間に熱活性化過程の関係が成立する。またWC-Co系工具と複炭化物系工具を比較した場合、炭素鋼の切削では複炭化物系の方が優れているが、鋳鉄の切削では両系の差はあまり認められない。

拡散実験によれば、工具と鋼との間に工具からはC, Co, Wが、鋼からはFeの拡散が生じるが、これらはいずれも工具の組成、鋼中の炭素量、工具と鋼との間の圧力に大きく左右される。まず鋼中の炭素量による影響については炭素量が多くなるにしたがい、Fe, Coの拡散量は多くなるが、 η 相の生成は少くなる。

また η 相の生成はTiCの存在により抑制される。圧力の影響については、圧力の増加にともない工具からのCの拡散流出は増加するが、Coの拡散は逆に減少し、 η 相の生成も減少する。

(2) コーティング工具

切削実験によれば、重切削においてはすくい面摩耗はコーティング層の耐摩耗性に依存し、コーティング層としてはTiC単独よりもTiC+TiNの方が優れている。

拡散実験によれば、TiCコーティング層については工具母材と鋼との間のFeおよびCoの拡散に対し防止効果のある場合とない場合が見られるが、TiC+TiNコーティング層については拡散防止効果を有する。

(3) サーメット工具

切削実験によれば、高速切削域において炭化物系工具はS45Cの切削でV-T線図が $300 \text{ m}/\text{min}$ 付近で折れ曲る傾向を示すのに対し、窒化物系工具は直線となる傾向を示す。また熱的摩耗の発生温度は超

硬工具と同様 800～900℃となり、同領域においては平均切削温度と逃げ面およびすくい面の摩耗速度との間に熱活性化過程の関係が成立する。

拡散実験によれば、工具と鋼との間でFe、Ni、Cなどの拡散が生じるが、工具からのCの拡散は超硬工具に比べれば少ない。またこれらの拡散は工具成分、圧力などの影響を強く受け、工具成分については窒化物を含有する工具はこれを含有しない工具に比べ、W、Moの拡散が多い。また圧力の影響については、圧力が増加するにしたがいCの拡散流出は増大するが、Niの拡散は逆に減少する。

(4) セラミック工具

切削実験によれば、セラミック工具でクレータ摩耗が著しく発達する場合が見られたが、その場合工具すくい面上には多量のFeが付着していた。またその場合の工具摩耗と切削温度の関係から摩耗の活性化エネルギーを求めると超硬あるいはセラミック工具の約2倍近い値を示した。

拡散実験によれば、セラミック工具は鉄に対し反応性をほとんど持たず、溶着しない。

(5) CBN工具

切削実験によれば、CBN工具の摩耗は被削材の硬度のみでなく靱性や含有する炭化物の種類や量に大きく左右され、またその程度も工具材種により異なるが、これはCBN自体の特性ではなく工具の製造方法すなわち、CBN粒子の焼結機構に依存した性質である。また切削温度は超硬工具に比べかなり低く被削材の硬度とともに切削温度も上昇するが、硬度がある値を越すと逆に低下の傾向を示す。これは被削材の強度あるいは破断エネルギーと関係があり、切削温度が低下する領域においては切りくずは鋸歯状となっている。

拡散実験によれば、CBN粒子自体はFeに対し安定であるが、工具として焼結した場合は結合層中のCoやBが拡散流出する場合がある。

2. 鋼中の酸化物および硫化物と工具および鋼との反応

- (1) 超硬工具に対しては、FeO、MnSは非常に反応性の高い介在物であり、工具と被削材間のFe、Co、Cなどの相互拡散を防止する効果はない。MnOは工具中のTiCを介し工具と反応するが、工具と被削材間の拡散防止効果を有する。ゲレンイト ($2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$)、 Cr_2O_3 、 TiO_2 は工具と被削材間の拡散防止効果は優れているが、MoOに比べさらに反応性は低い。
- (2) サーメット工具に対しては、FeO、MnSは非常に反応性が高く、工具と被削材間の相互拡散を防止する効果は期待できないばかりか、工具寿命に対し悪影響をおよぼす可能性がある。MnOは工具中のTiCを介し反応するが、MnSほどの反応性はない。
- (3) セラミック工具に対しては、ゲレンイトは溶着性は有するが、各元素の拡散はそれほど顕著ではない。(1200℃)。一方FeO、MnO、MnSはゲレンイトに比べ反応性が高く、MnO、MnSは工具表面に $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ スピネル層を形成する。また同スピネル層はゲレンイト中にMnS (MnO)を含む場合も選択的に形成される。

3. 各工具の高速切削域における拡散反応に基づく摩耗

以上、1および2の結果をもとに各工具の高速切削域における拡散反応に基づく摩耗機構を以下のように推測した。

- (1) 超硬工具の高速切削域における摩耗速度を決定するものは、工具炭化物からのCの拡散流出と考えられTiCを含む複炭化物系工具がWC-Co系工具に比べ摩耗速度が低い理由は、TiCがWCに比べ熱的に安定なためである。なお、切削中に工具と被削材（あるいは切りくず）との間でCoとFeの相互拡散が生じると思われるが、量的にはあまり大きなものではなく、これが直接工具摩耗に結びつくとは考えられない。

またコーティング工具の切削性能が無被覆の工具に比べ優れている理由としては、被覆層が工具母材に比べ熱的に安定でCの拡散流出が少ないためであると考えられ、被覆層の持つ工具母材と被削材間の拡散反応防止効果は摩耗原因の主要因とはならないと考えられる。

鋼中の非金属介在物が工具摩耗を抑制するのは、工具と被削材間の拡散反応を防止する非金属介在物が工具表面に安定して付着する場合であり、その付着機構は工具中のTiCが酸化物と結びつくためである。したがって超硬工具に対し有用な非金属介在物とは、TiCと安定に結合し、しかも工具と被削材との拡散反応を防止する介在物であり、このためには複合介在物が有効であると考えられる。

- (2) サーメット工具の高速切削時における摩耗は超硬工具の場合と全く同様であると考えられ、工具炭化物からのCの拡散流出が工具摩耗を決定し、Fe、Niの相互拡散は摩耗の主因とはならないと考えられる。

鋼中の非金属介在物についても超硬工具の場合とほぼ同様と考えられるが、MnSについては工具中のNiと著しい反応性を示すため、切削条件によっては工具摩耗に悪影響をおよぼす可能性がある。

- (3) セラミック工具で普通炭素鋼を切削した場合の摩耗は、工具表面に付着したFeOを介しての被削材の溶着と剥離の繰り返しが原因と考えられる。

したがって鋼中の非金属介在物が工具摩耗におよぼす影響は、工具表面に付着、拡散した介在物がFeOに対し安定であるか否かによって決定され、MnOは安定で摩耗抑制効果を持つと考えられるのに対し、CaO、SiO₂は不安定で摩耗促進作用を示す。

- (4) CBN工具については、CBN粒子は鉄に対し安定であり、さらに高硬度材の切削においては切削温度もあまり高くないことから、工具と被削材間の拡散反応が工具摩耗に占める割合は小さいものと考えられる。なお、切削中に被削材と工具中のバインダとの間で拡散が生じる場合も考えられるが、これが直接工具摩耗の要因になるとは考えられない。したがってCBN工具の摩耗は溶着による剥離も含めていわゆる機械的摩耗がその主体であると考えられる。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、終始懇切な御指導を頂きました広島大学教授鳴瀧則彦博士並びに同教授片島三朗博士に深甚の謝意を表します。また有益な御助言をいただいた広島大学工学部教授寺内喜男博士，同教授浜村司郎博士，同助教授黒木英憲博士に厚く御礼申し上げます。

また本研究の遂行に対し御協力下さった広島大学工学部第一類工作機械学講座および同精密工作学講座に在籍された皆様と、実験設備などの御便宜をはかっていただきました各研究室の方々に感謝いたします。

参 考 论 文

参 考 論 文

1. Wear Mechanism of Carbide Tool Based on the Reaction between Tool and Work Material (Part 1, Reaction Test)
Bull. Japan Soc. of Prec. Engg., 10, 3 (1976)
2. Wear Mechanism of Carbide Tool Based on the Reaction between Tool and Work Material (Part 2, Cutting Test and the Consideration of Tool Wear Mechanism)
Bull. Japan Soc. of Prec. Engg., 10, 4 (1976)
3. CBN 工具の摩耗
精密機械, 45, 2 (1979)
4. CBN 工具による切削温度測定
広島大学工学部研究報告, 27, 1 (1979)
5. Tool Wear and Cutting Temperature of CBN Tools in Machining of Hardened Steel
Annals of the CIRP, 28, 1 (1979)
6. サ-レット工具の熱的摩耗と切削性能
精密機械, 46, 4 (1980)
7. Cutting Performance of Cermet Tools
ASM/SEM International Conference on CUTTING TOOL MATERIALS
September (1980)
掲載予定